



**ESCUELA POLITECNICA SUPERIOR DE  
ALGECIRAS**

**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA INDUSTRIAL E  
INGENIERIA CIVIL**

**TESIS DOCTORAL**

**TENSIONES RESIDUALES GENERADAS EN LA ZAC Y SU  
INFLUENCIA EN LA TENACIDAD A LA FRACTURA EN  
LOS ACEROS HSLA, BAJO UN PROCESO DE SOLDEO POR  
ARCO SUMERGIDO.**

Aurelio Muñoz Rubio

Cádiz, 2009.



**ESCUELA POLITECNICA SUPERIOR DE  
ALGECIRAS**

**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA INDUSTRIAL E  
INGENIERIA CIVIL**

**TENSIONES RESIDUALES GENERADAS EN LA ZAC  
Y SU INFLUENCIA EN LA TENACIDAD A LA  
FRACTURA EN LOS ACEROS HSLA, BAJO UN  
PROCESO DE SOLDEO POR ARCO SUMERGIDO.**

Memoria presentada para aspirar al grado  
de Doctor por:

**AURELIO MUÑOZ RUBIO**

**DIRIGIDA POR:**

**RAFAEL GONZÁLEZ PALMA**

Profesor Titular de la Universidad de Cádiz.

**RAFAEL GONZÁLEZ PALMA, PROFESOR TITULAR DEL  
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA Y DISEÑO  
INDUSTRIAL DE LA UNIVERSIDAD DE CÁDIZ,**

**CERTIFICA:**

Que el presente trabajo ha sido realizado en el Departamento de Ingeniería Industrial e Ingeniería Civil, bajo su dirección.

**DON RAFAEL GONZÁLEZ PALMA, PROFESOR TITULAR DEL  
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA Y DISEÑO INDUSTRIAL DE LA  
ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERÍA DE LA UNIVERSIDAD DE CÁDIZ.**

**AUTORIZA**

a D. Aurelio Muñoz Rubio a presentar su Tesis  
Doctoral “Tensiones residuales generadas en la  
ZAC y su influencia en la tenacidad a la  
fractura en los aceros HSLA, bajo un proceso  
de soldeo por arco sumergido”.

**Lo que firma, de acuerdo con la normativa vigente que regula el Tercer Ciclo de  
Estudios Universitarios.**

**En Cádiz,**

## **AGRADECIMIENTO**

Desde estas líneas quisiera expresar mi agradecimiento a D. Rafael Ernesto Gonzalez Palma, Director de mi Tesis Doctoral, y sin cuya inestimable ayuda me hubiera sido imposible llevar a buen fin este trabajo. La dedicación y empeño en su trabajo, así como, sus continuas expresiones de ánimo, han sido determinantes para la consecución de esta memoria.

No quisiera dejar pasar esta ocasión para dedicar unas palabras de agradecimiento a D. Francisco Molleda Sanchez, Catedrático del Departamento de Construcciones Navales de la Universidad Politécnica de Madrid, y antiguo profesor, del que guardo un entrañable recuerdo, por su inestimable ayuda en la realización de las pruebas y ensayos en la cámara de soldadura.

Agradecer también a la Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de la Universidad de Sevilla, en cuyos laboratorios se realizaron los ensayos de tensiones residuales.

Las probetas han sido ensayadas en los laboratorios y con los equipos relacionados a continuación:

- Cámara de soldadura, Escuela Técnica Superior de Ingenieros Navales de Madrid.
- Micrográficas y microanálisis en la Universidad de Cádiz, Facultad de Ciencias de Madrid y Acerinox.
- Tensiones residuales, Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de Sevilla.
- CTOD realizados en el Welding Institute ( Cambridge )

Material: Acerería Fabrique de Fer de Charleroi S. A.

# **ÍNDICE GENERAL**

<b>I. OBJETO Y JUSTIFICACIÓN DE LA MEMORIA. ....</b>	<b>1</b>
1 Objeto y justificación de la memoria. ....	3
 <b>II. FUNDAMENTOS TEÓRICOS. ....</b>	<b>5</b>
<b>2.1 Aceros microaleados (H.S.L.A.) para la industria Naval y Off-Shore. Antecedentes. 7</b>	<b>7</b>
2.1.1 Introducción. ....	7
2.1.2 Criterios de selección. ....	8
2.1.2.1 Base metalúrgica y procesos de fabricación de los aceros estructurales. ....	9
2.1.2.2 Variables del proceso de la fabricación del acero. ....	10
2.1.3 Procesos termomecánicos en la fabricación de aceros de alta resistencia. ....	12
2.1.3.1 Aceros normalizados. ....	13
2.1.3.2 Aceros templados y revenidos. ....	13
2.1.4 Endurecimiento por precipitación. ....	18
2.1.5 Enfriamiento acelerado. ....	19
<b>2.2 Zona afectada por el calor (ZAC). Generalidades. ....</b>	<b>19</b>
<b>2.3 Propiedades mecánicas para estructuras marinas. ....</b>	<b>28</b>
2.3.1 General. ....	28
2.3.2 Tenacidad a la fractura. ....	28
2.3.2.1 Introducción. ....	28
<b>2.4 Soldadura en aceros microaleados para estructura Naval y Off-Shore. ....</b>	<b>31</b>
2.4.1 Introducción. ....	31
2.4.2 Procesos de soldadura por arco protegido con fundente, soldadura manual, S.M.A.W. ....	32

2.4.3 Soldadura por arco sumergido (Soldadura automática S.A.W.).	32
2.4.4 Procesos de soldadura protegidos por gas.	34
2.4.5 Procesos semiautomáticos, G.M.A.W.	34
2.4.6 Comparación entre los procesos de soldadura.	36
<b>2.5 Ciclo térmico.</b>	<b>37</b>
2.5.1 Ciclo térmico teórico. Ecuación de Rosenthal.	37
2.5.2 Resolución de la ecuación de Rosenthal. Modelo matemático.	40
<b>2.6 Introducción teórica al cálculo de tensiones residuales, por el método del agujero ciego.</b>	<b>44</b>
2.6.1 Principios teóricos del método del agujero ciego para determinación de tensiones residuales.	44
2.6.2 Principios teóricos del método del agujero pasante.	44
2.6.3 Método de cálculo del agujero ciego.	51
2.6.4 Tensiones residuales generadas por la soldadura.	57
2.6.5 Consideraciones sobre la importancia de las tensiones residuales en estructuras soldadas a tope y sometidas a una carga externa.	60
<b>III. TRABAJO EXPERIMENTAL.</b>	<b>65</b>
<b>3.1 Ciclos Térmicos. Ensayos en Cámara de Soldadura.</b>	<b>67</b>
3.1.1 Análisis del ciclo térmico, partiendo del modelo matemático de la ecuación de Rosenthal.	67
3.1.2 Resolución del modelo matemático de la ecuación de Rosenthal.	73
3.1.3 Simulador de soldadura.	75
3.1.3.1 Introducción.	75
3.1.3.2 Descripción del equipo.	77
3.1.3.3 Objeto del ensayo.	80

3.1.3.4 Ensayos en la cámara de soldadura. ....	80
3.1.3.5 Análisis de la microestructura. ....	95
3.1.3.5.1 Introducción. ....	95
3.1.3.5.2 Análisis experimental. ....	98
3.1.3.5.3 Medida de la dureza en las probetas del simulador. ....	99
3.1.4 Conclusiones. ....	104
<b>3.2 Estudio de la tenacidad de la fractura de la ZAC. Discusión de resultados. ....</b>	<b>106</b>
3.2.1 Introducción. ....	106
3.2.2 CTDO. Resultados y conclusiones. ....	106
3.2.3 Resiliencia. Resultados y conclusiones. ....	110
3.2.4 Dureza. Resultado y conclusiones. ....	112
3.2.5 Análisis comparativo de los resultados obtenidos.....	114
3.2.5.1 Dureza - Resiliencia. ....	114
3.2.5.2 Resiliencia - Tenacidad. ....	114
3.2.5.3 Resiliencia - Tensión Residual. ....	117
3.2.5.4 Tenacidad - Tensión Residual. ....	120
3.2.5.5 Conclusiones del análisis comparativo. ....	125
<b>3.3 Estudio de tensiones residuales por el método del agujero ciego. ....</b>	<b>126</b>
3.3.1 Preparación del trabajo. ....	126
3.3.2 Objeto del ensayo. ....	128
3.3.3 Materiales. ....	129
3.3.4 Descripción del método. ....	130
3.3.5 Ciclo térmico. ....	131
3.3.6 Conclusiones del ciclo térmico. ....	138
3.3.7 Resultados del trabajo experimental y su discusión. ....	138



3.3.8 Análisis y conclusiones. ....	149
<b>IV. CONCLUSIONES FINALES. ....</b>	<b>155</b>
<b>4.1 Conclusiones finales. ....</b>	<b>157</b>
<b>V. BIBLIOGRAFÍA. ....</b>	<b>161</b>
<b>VI. ANEXOS. ....</b>	<b>167</b>

\* Anexo capítulo 3.1:

Programa de ordenador para resolución de la ecuación de Rosenthal. Ciclo térmico para acero 450 EMZ.

1. Solución ciclo térmico proceso S.A.W., placa gruesa aplicación del calor de forma instantánea.
2. Solución ciclo térmico proceso S.A.W., placa gruesa aplicación del calor de forma puntual.
3. Solución ciclo térmico proceso S.A.W., espesor finito aplicación del calor de forma puntual.

\* Anexo capítulo 3.3:

1. Ciclo térmico en proceso de soldadura S.A.W. Acero 450 EMZ.

\* Anexo tablas:

1. Composición química.
2. Propiedades mecánicas
3. Certificado de colada (CTOD HAZ).
4. Procedimiento de soldadura (CTOD HAZ).
5. Ensayo Charpy CTOD HAZ.
6. Resultados CTOD HAZ.

# **I. OBJETO Y JUSTIFICACIÓN DE LA MEMORIA.**



## **1. Objeto y justificación de la memoria:**

Los esfuerzos a los que las estructuras Navales y plataformas Off-Shore (Plataformas marinas para la extracción de petróleo) están sometidos, acompañados por la agresividad del medio ambiente, nos impulsa a investigar los posibles defectos que pueden inducir a una rotura catastrófica de sus elementos estructurales, que como ha sido demostrado se encuentran fundamentalmente localizados en la zona afectada por el calor (ZAC), región que abarca varios milímetros desde la línea de fusión de la soldadura (L.F.). Los cambios microestructurales que en esta región se producen, son debidos a la energía calorífica aportada por la soldadura, y cuyo ciclo térmico genera productos de transformación, que dependen fundamentalmente de la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base.

Estos productos de transformación, fragilizan la zona, reduciendo sus propiedades mecánicas, sobre todo cuando la estructura es sometida a cargas cíclicas, que facilitan la propagación de una grieta, iniciada, sobre todo en aquellas regiones de la ZAC, que son más proclives a la formación y propagación de estas microgrietas, cuya elevada velocidad de propagación colapsa la estructura por grande que sea esta en unos instantes.

En la presente memoria, se llevará a cabo un exhaustivo estudio de la ZAC, analizando aquellos parámetros que tienen una influencia sobre la transformación microestructural, que modifican sus propiedades mecánicas. Este estudio estará basado en los siguientes análisis:

- 1) El estudio de los cambios microestructurales, nos conducen al conocimiento de la metalurgia del metal base, sobre el que se producen estos cambios. Se pretende modelizar estos cambios, a fin de poder predecir, las consecuencias del uso de los parámetros de soldeo; para ello, haremos uso del simulador de soldadura lo que nos permitirá conocer mejor el material base, así como ajustar el modelo matemático a nuestro material.
- 2) Se pretenden llevar a cabo diversos ensayos, para determinar la tenacidad a la fractura del material en su ZAC, con soldaduras realizadas en el proceso SAW, al ser este de gran aporte calorífico, con el fin de establecer una relación cuantitativa entre los resultados de los ensayos realizados y la tenacidad a la fractura de la ZAC medida. Esta relación se pretende realizar, investigando que transformaciones se producen y como afectan a la capacidad de resistencia a la propagación de la grieta.

- 3) La capacidad del material de resistir la propagación de la grieta, depende de sus propiedades intrínsecas (tenacidad a la fractura), pero también del nivel de carga al que esta sometido el defecto, por lo que hay que considerar, no solo las cargas de servicio a las cuales la estructura soldada puede estar sometida, sino aquellas tensiones de origen termomecánico que son generadas por la soldadura (tensiones residuales), y que pretendemos cuantificar en la presente memoria a través del método del agujero ciego, teniendo en cuenta los parámetros de soldadura y las propiedades del material.

En definitiva en la presente memoria, se pretende determinar la posible fragilidad de la ZAC producida por el ciclo térmico de la soldadura.

Gran cantidad de ensayos de mecánica de fracturas (CTOD), llevado a acabo en los aceros objeto de nuestra memoria, han mostrado un incumplimiento de la norma EEMUA 158 en lo relativo al incluir el 100% de la longitud de la grieta, dentro de los 0,5 mm de la línea de fusión (LF), es decir, dentro de la región de grano grueso. Pero además se ha observado, que hay grietas cuya iniciación ni siquiera se producen en esta zona próxima a la línea de fusión, sino que son producidas en otras regiones de la ZAC. En la presente memoria, trataremos de averiguar, si existen otras zonas potencialmente frágiles en la ZAC, determinado la posible relación con el ciclo térmico, originado para los parámetros de nuestros procesos de soldaduras, de forma que den una repuesta a este hecho, y nos permita si es posible aumentar el rendimiento, sin que esto signifique un potencial riesgo en la tenacidad a la fractura debido al incremento de energía aportada.

## **II. FUNDAMENTOS TEÓRICOS.**



## **2.1 Aceros microaleados (H.S.L.A.) para la industria Naval y Off-Shore.**

### **Antecedentes:**

Estos aceros surgen de la necesidad de conjugar una buena resistencia mecánica sin disminuir la soldabilidad, lo que comporta una disminución del carbono, compensando el decrecimiento de resistencia que esto implica, con una adición controlada de aleantes que ejerzan una acción directa sobre el mecanismo de crecimiento del grano. Esta técnica va acompañada de otras, que son utilizadas en el proceso de fabricación, como son los procesos termomecánicos de laminación controlada (T.M.C.P.) y enfriamiento acelerado.

De lo anteriormente expuesto se deduce que nos encontramos frente a un acero de diseño, que no sólo sea capaz de mantener unas propiedades mecánicas adecuadas, sino del que se espera una buena soldabilidad, dando una respuesta aceptable frente a las transformaciones microestructurales, a las que las variables del ciclo térmico de la soldadura: velocidad de enfriamiento,  $\Delta t_{8/5}$  (tiempo de enfriamiento desde 800 °C a 500 °C), temperatura máxima alcanzada ( $T_p$ ), tiempo de permanencia a una temperatura determinada, le someten [1]. Precisamente, es éste comportamiento de los H.S.L.A., después de la soldadura, representado por su ZAC (zona afectada por el calor), por el que estamos interesados en esta memoria, demostrando la idoneidad de su diseño para los parámetros de los procesos de soldadura a que es sometido.

### **2.1.1 Introducción:**

Los aceros microaleados, para aplicaciones Navales y Off-Shore con contenidos en peso de C de 0,06% a 0,12%, son fabricados dentro de un rango de límite elástico entre 300-690 N/mm<sup>2</sup>, dependiendo del espesor de chapa. El ímpetu más importante viene impuesto por la necesidad de mejorar la soldabilidad, particularmente, con respecto a su influencia a la corrosión bajo tensión, así como la resistencia a la fisuración en frío.

Sin embargo, ha habido motivos de preocupación con respecto a la tenacidad de ZAC, en este tipo de acero de bajo contenido en carbono, por su tendencia a formar placas laterales de ferrita, bainita superior o ferrita acicular, sobre todo en la región de grano grueso próxima a la línea de fusión (LF).



La resistencia perdida, como consecuencia de la disminución del carbono, ha sido compensada con la adición de microaleantes (V, Nb, Ti, Al), que junto con procesos termomecánicos de fabricación, han conducido a un refinamiento del grano ferrítico que ha aumentado su resistencia a la fisuración en frío, a la fisuración por corrosión bajo tensión, y la iniciación de grieta en la Z.A.C., todo ello sin disminuir resiliencia, ductilidad, y tenacidad a baja temperatura. No obstante ha conducido a un excesivo control en los parámetros de soldadura, obligando a un bajo nivel de energía aportada (heat input H.I.), así como un precalentamiento en piezas de espesores superiores a 50 mm.

También ha impuesto una mayor selección de los consumibles de soldadura, encaminado a la eliminación de hidrógeno, y controlar la ferrita acicular, introduciendo complejos desoxidantes (Si, Mn, Al, Ti) y equilibrando la adición de microaleantes como (Nb, V, Cu, Ni, Cr, Mo, B).

### **2.1.2 Criterios de selección:**

El criterio de selección para diseñar los aceros en estructura Naval y Off-Shore están regidos por una variedad de factores que responden a requerimientos de Ingeniería, y otros que son de aspectos económicos. Entre los primeros hay que considerar:

- 1) Resistencia a la tracción.
- 2) Resistencia a la fatiga.
- 3) Tenacidad a la fractura.
- 4) Influencia del medio en la formación de grietas.
- 5) Resistencia a la corrosión.
- 6) Soldabilidad.
- 7) Necesidad de ser conformados [2].

Una clasificación general, de los aceros que son utilizados es:

Laminados, normalizados, normalizados con temperatura controlada, templado y revenido.

A continuación, se expresan unos conocimientos generales de metalurgia básica de los aceros estructurales para la industria Naval y Off-Shore.

### **2.1.2.1 Base metalúrgica y procesos de fabricación de los aceros estructurales:**

Las propiedades mecánicas del acero estructural dependen de la historia del proceso de fabricación del material.

La resistencia a la tracción depende de la contribución de tres mecanismos: reforzamiento por solución sólida, reforzamiento por límite de grano y endurecimiento por precipitación.

Las funciones del carbono son fundamentalmente como un elemento del reforzamiento por solución sólida y como un elemento del reforzamiento de la dispersión por formación de perlita. Primariamente, las funciones del manganeso no sólo son como elemento de reforzamiento por solución sólida, sino que también restringe el crecimiento de grano sin reducir la soldabilidad y tenacidad, así, como incrementar el contenido del carbono equivalente. Esto se logra, mediante la adición en pequeñas cantidades ( $\leq 0,01\%$ ) de elementos microaleados (ejemplo Nb, V, Ti, Al), dando lugar a una fina precipitación de carburos, resultando un refinamiento del grano por pinzamiento en el límite del mismo, que contribuye al reforzamiento del acero [3].

El reforzamiento por límite de grano, a menudo, se lleva a cabo por la adición de Al, que contribuye a frenar el crecimiento del grano, favorece la velocidad de nucleación, y actúa como desoxidante, degasificante y contribuye a la difusión, combinándose con el nitrógeno para dar una dispersión de los nitruros de aluminio. Los aceros así tratados, son denominados calmados o semicalmados al aluminio o fabricados con la práctica de grano fino, y tienen una ventaja adicional, y es que no son susceptibles a la fragilización por envejecimiento por deformación, causados por el N disuelto.

Algunas prácticas recientes usan un refinamiento del grano, por la adición de Ti, que forma nitruros más estables que el Al, y mejoran la tenacidad de la Z.A.C., particularmente en soldadura de alta aportación de calor (high heat-input).

El afinado del grano puede llevarse a cabo, también, sustancialmente durante la laminación controlada o con tratamientos de enfriamiento por inmersión o temple.

La tenacidad primariamente está determinada por el tamaño del grano, aunque la presencia de fases microestructurales de ancho frágil puede reducir la resistencia al clivaje.

Los sulfuros y fósforos reducen la tenacidad (ver **Fig. 1**). Así, la presencia de inclusiones de sulfuro puede causar el desgarramiento laminar durante la soldadura.

Esta reducción en el contenido de sulfuro, es necesaria para evitar la pérdida de tenacidad, que produce la corrosión bajo tensión.

Esta fragilización, que conduce a la rotura, esta causada por la penetración del  $H_2$  producido en la corrosión, progresando perpendicularmente a las tensiones externas. Así, la corrosión bajo tensión es un fenómeno que se produce por el  $H_2$  ambiental, al contrario que las roturas en frío que difunden el  $H_2$ , desde el baño fundido. Dado que el mayor riesgo de grietas se encuentra en la ZAC [4], es importante el control del grano austenítico en esta zona. En un medio ambiental sumamente agresivo, que a los efectos de corrosión bajo tensión en el que se desarrolla el trabajo de las estructuras Navales y plataformas Off-Shore, se requiere un exhaustivo estudio del control de la ZAC, bajo los aspectos que en la presente memoria se analizarán, como dureza, resiliencia, tenacidad a la fractura y tensiones residuales.

### **2.1.2.2 Variables del proceso de la fabricación del acero:**

Aunque el acero, para la fabricación de estructuras navales, se produce por arco eléctrico, las coladas más pequeñas, producidas por estos hornos eléctricos, se usan para la fabricación de tubos sin costuras. El acero producido por proceso *Bessemer*, usando una mezcla de oxígeno y  $N_2$ , es inadecuado para la fabricación del acero Naval y Off -Shore, debido a que la captación de  $N_2$  puede dar lugar a una fragilización por envejecimiento por deformación (strain ageing). El envejecimiento es un fenómeno debido a la captación de  $N_2$  libre por parte del acero. En la soldadura de aceros ferríticos es frecuente encontrar este fenómeno en la ZAC. En aceros normalizados, el  $N_2$  se encuentra formando nitruros y carbonitruros estables. El acero estructural es, normalmente, desoxidado o calmado con Al, para prevenir la porosidad y dar una adecuada tenacidad en productos laminados.

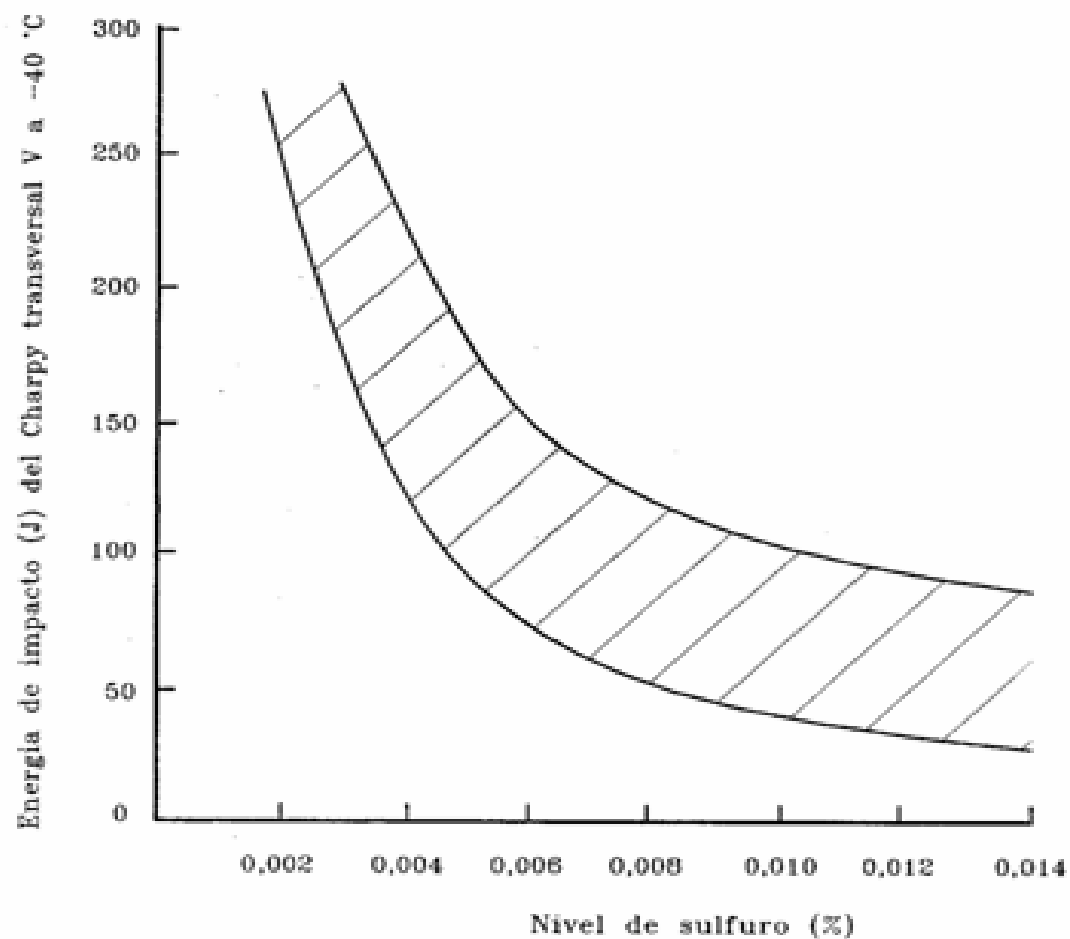


Fig. 1 Efecto del nivel de sulfuro en las propiedades de impacto transversal a -40 °C [5].

Para reducir el oxígeno, nitrógeno e hidrógeno disueltos, pueden utilizarse técnicas de desgasificado por arco al vacío, reduciendo las inclusiones de aluminio y silicato, mejorando y purificando el acero.

La presencia en los espacios interdendríticos de silicatos de aluminio pueden causar desgarre laminar en la soldadura de piezas muy embridadas. La extracción del  $H_2$  es particularmente importante, en aceros con bajo contenido en inclusiones, dado que las concentraciones de  $H_2$  en estos sitios, juntamente con el incremento de presión, pueden contribuir a la formación de grietas capilares. Para prevenir la oxidación durante la colada, a veces, se utiliza el Argón.

Los bajos niveles de sulfuro, que se requieren para obtener la buena tenacidad y evitar el desgarramiento laminar, puede llevarse a cabo por la inyección de silicato de calcio y manganeso en el acero fundido, o mediante el uso de escoria sintética. Durante el proceso de desgasificación por arco al vacío pueden añadirse muy pequeñas cantidades de calcio o circonio, para estabilizar las inclusiones de sulfuro de manganeso, y evitar la formación de vetas perjudiciales durante la laminación.

Es esencial un control preciso de la composición química, para dar las propiedades de tensión requerida, sin exceder los máximos valores de carbono equivalente especificados. Esto, puede llevarse a cabo mediante un control preciso de la temperatura del acero fundido, asegurando una buena mezcla y un estrecho control del grado de oxidación en el producto. La mezcla con Argón desgasificado al vacío asegura un buen control de la temperatura, y una mezcla adecuada. Estos dos últimos métodos proveen de un control adicional a la oxidación del acero fundido y puede usarse junto con calderos básicos y un sistema de límite de escoria.

### **2.1.3 Procesos termomecánicos en la fabricación de aceros de alta resistencia:**

Existen diversas formas para aumentar la resistencia a la rotura y límite elástico en estos aceros, sin tener que aumentar el contenido de microaleantes; estos están basados en el refinamiento del grano, que hace aumentar la tenacidad a la fractura.

### **2.1.3.1 Aceros normalizados:**

El tratamiento de normalizado, que se les da a las chapas laminadas en caliente, tiene como principal misión, entre otras, el mejorar las condiciones de tenacidad al impacto.

Para ello, la temperatura que se alcanza es la austenítica, aproximadamente 900 °C, el tiempo para el tratamiento térmico debe ser tal que se mantenga la temperatura uniforme en toda la pieza, y el enfriamiento es a temperatura ambiente.

Este tratamiento genera un tamaño de grano fino, cuya microestructura al enfriarse, se transforma de austenita a ferrita. El tamaño de grano de la ferrita depende del tamaño del grano antes del tratamiento, a este tratamiento podrían no responder los aceros calmados al silicio o chapas laminadas en caliente a alta temperatura, las cuales tienen inicialmente un tamaño de grano grueso.

### **2.1.3.2 Aceros templados y revenidos:**

Estos aceros estructurales aprovechan el aumento de la resistencia, que supone la transformación martensítica de la austenita, como consecuencia del rápido enfriamiento del acero desde 900 °C. Ello da como resultado, un tamaño de grano fino que puede aumentar su límite elástico hasta 690 N/mm<sup>2</sup>, así como una buena tenacidad a la fractura a cambio de una pequeña disminución de su soldabilidad.

En cuanto a los aceros obtenidos a temperatura controlada, el máximo espesor de la chapa está limitado por el rápido enfriamiento para endurecer completamente toda la sección.

Así, los espesores varían, pues los aceros carbono-manganeso calmados al aluminio pueden ser endurecidos hasta espesores de 20 mm, mientras que se requiere adicionar molibdeno o vanadio, para endurecer chapas de espesores, dentro del rango entre 25 mm hasta 50 mm.

A pesar de los bajos valores del carbono equivalente, los aceros templados revenidos requieren un control de precalentamiento y temperatura entre pasadas, para evitar la degradación de la zona afectada térmicamente durante la soldadura; en estos casos, los tratamientos después de la soldadura pueden ser causa de un decaimiento en su límite elástico.

Esta familia de aceros se designa de varias formas. La de templado y revenido, aceros aleados de bajo contenido en carbono, parece ser acertada, teniendo en cuenta que estos aceros, reciben un tratamiento térmico de templado mediante spray de agua a alta presión, y posterior revenido. Suelen tener buena soldabilidad sin precalentamiento, o con un pequeño precalentamiento y, normalmente, se usan en condiciones "*as welded*" (sin tratamiento térmico post-soldeo); tienen elevada resistencia y buena tenacidad.

Al comienzo, la soldadura de estos aceros, no estuvo libre de problemas, más aún cuando la inclusión del hidrógeno en la soldadura, aún estaba por resolver. La mayoría de estas chapas se soldaban con electrodos de aceros inoxidable austeníticos, para evitar las grietas bajo los cordones de soldadura. La investigación sobre estos tipos de acero, demostró que aleándolos adecuadamente eran más tenaces y resistentes, al mismo tiempo que soportaban, el ciclo térmico de los procedimientos de soldadura de bajo contenido en carbono sin fisurarse y eran capaces de múltiples servicios sin tratamiento térmico posterior.

Con contenido en carbono del 0,15%, los aceros templados y revenidos, produjeron un límite elástico de 550 N/mm<sup>2</sup>, y, más aún, demostraron buena soldabilidad. No obstante, la relación precio a límite elástico no los hacía muy atractivos.

Hoy en día, existe una amplia relación de aceros templados y revenidos, con límites elásticos entre 450 N/mm<sup>2</sup> y 1.515 N/mm<sup>2</sup>, siendo con el que trabajamos, en la presente memoria, un acero templado y revenido de 450 N/mm<sup>2</sup> de límite elástico. En cuanto a la composición química (ver Anexo tablas, Tabla 1), estos aceros se caracterizan por su bajo contenido en carbono, que es deseado por las siguientes razones:

- 1) Elevar la temperatura de comienzo de la formación de la martensita y activar automáticamente, cualquier martensita que se forme.
- 2) Reducir el grado volumétrico de expansión que se produce, cuando se forma la martensita.
- 3) Minimizar la dureza de la martensita y mejorar su tenacidad, así como reducir su disponibilidad al agrietamiento.

Un bajo contenido en carbono favorece también una baja temperatura de transición a la tenacidad.

Sin embargo, aunque el aumento del contenido en carbono es perjudicial, ya que eleva la temperatura de transición de la fractura frágil en -15 °C por cada 0,01% de su contenido, sigue

siendo completamente necesario para la resistencia y tenacidad, aunque por supuesto, pueden tener gran incidencia la composición de otros elementos aleados.

Así pues, para tener un límite elástico de  $550 \text{ N/mm}^2$  se necesita un contenido de 0,23% de C, para alcanzar una carga de rotura  $690 \text{ N/mm}^2$ .

Los elementos aleantes como el cromo, molibdeno y vanadio, en cantidades adecuadas, consiguen un acero de  $1.030 \text{ N/mm}^2$  con un contenido en carbono de 0,15%, consiguiendo una resistencia elevada con bajo contenido en carbono, lo que reduce la formación de grietas en la Z.A.C. y aumenta considerablemente la tenacidad del acero.

Sin embargo, a veces, la adición de nitrógeno es utilizada para sustituir la falta del carbono en la resistencia del acero. Este nitrógeno, que se añade en la fabricación del acero, debe ser controlado, ya que hay elementos aleantes que tienen gran afinidad del mismo, como son: vanadio, cromo, manganeso, aluminio, titanio, que en forma de nitruros, quedarán en el acero, por lo que sólo puede añadirse alrededor del 0,02%, pues mayores cantidades pueden causar problemas de tenacidad. El nitrógeno tiene mayor solubilidad en las estructuras cúbicas centradas en las caras (f.c.c.) como es el hierro gamma (austenita), que en el hierro  $\delta$  o  $\alpha$  (ferrita). Esta solubilidad a  $1.600^\circ\text{C}$  queda reflejada en la **Fig. 2** [6].

El efecto de la solubilidad del nitrógeno en hierro, en función de la temperatura, se muestra en la **Fig. 3** [7]. La ventaja de la templabilidad de los aceros aleados, templados y revenidos, consiste no sólo en producir una microestructura endurecida, cuando la plancha es enfriada con duchas de agua durante el tratamiento térmico, sino también, en generar esta microestructura, donde el área afectada por el calor adyacente a la soldadura se enfría a la temperatura ambiente. A mayor espesor de chapa se requiere mayor templabilidad, para asegurar una estructura endurecida a través de toda la sección de la chapa.

Sin embargo, las planchas de mayores espesores producen más alto grado de enfriamiento de sus zonas afectadas durante la soldadura. Por lo tanto, las chapas de mayor espesor requieren una composición de mayor templabilidad principalmente por la razón de tratamiento térmico, previo a la soldadura.



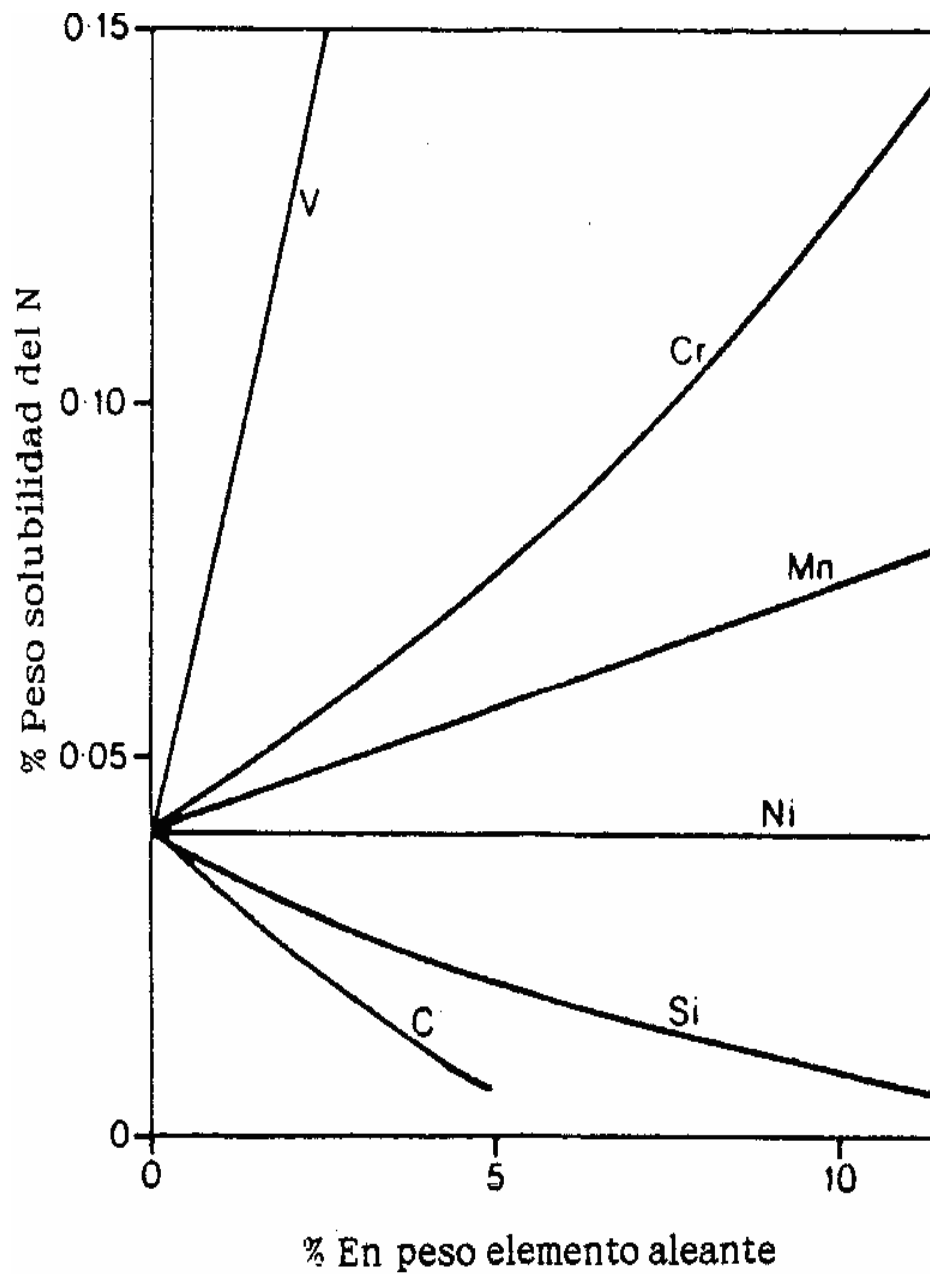


Fig. 2 Efecto de varios elementos aleantes en la solubilidad del nitrógeno en hierro a 1.600 °C según Kumara B. Metalurgia-física del hierro y del acero. Asia publications, 1.968 [6].

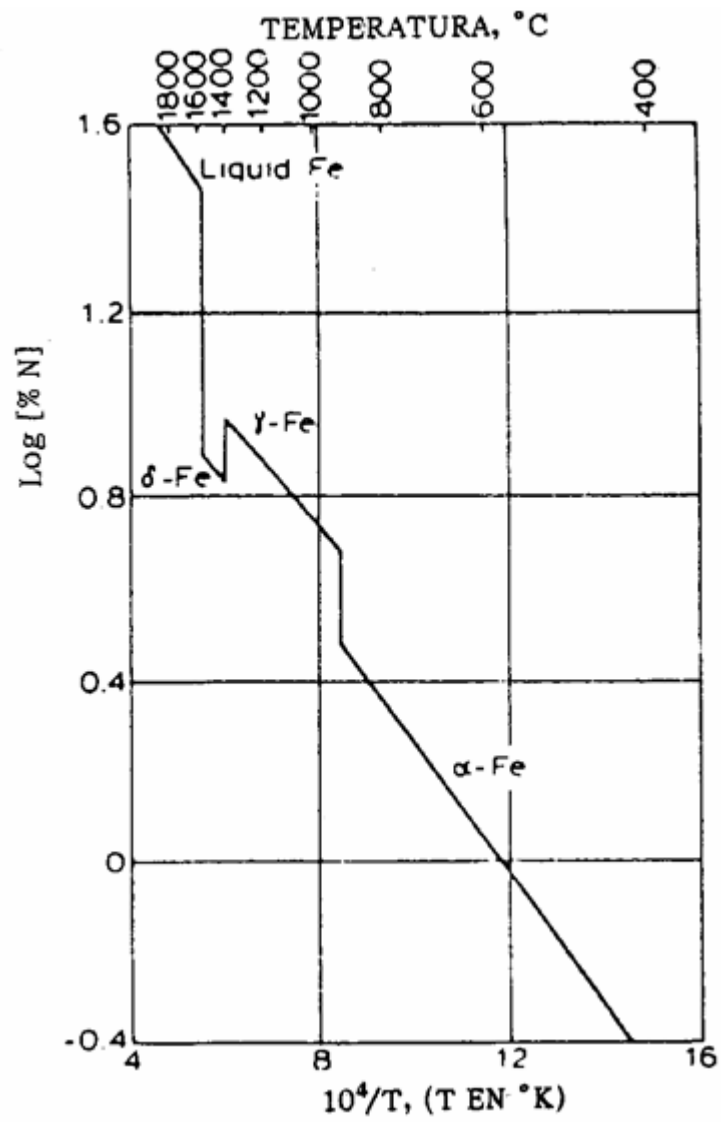


Fig. 3 La solubilidad del nitrógeno en función de la temperatura. Según The Making Shaping and Treatment of Steel, U.S. Steel 1.971 [7].

### 2.1.4 Endurecimiento por precipitación:

Los datos de solubilidad sugieren que en los aceros microaleados, los carbonitruros de Nb, V, Ti, vayan precipitando progresivamente, durante la laminación controlada; aunque se consiga el control del crecimiento del tamaño de grano austenítico, también hay que tener en cuenta el endurecimiento por precipitación.

La fracción en volumen del precipitado nos facilita el conocimiento de la relación existente entre el tamaño de las partículas y las distancias entre ellas. Asimismo, son variables importantes la temperatura máxima alcanzada y los detalles de la operación de laminación controlada.

Se sabe que la precipitación no tiene lugar únicamente en la austenita, sino también posteriormente, durante la fase de transformación a ferrita; la precipitación durante la transformación  $\gamma/\alpha$  y en el campo ferrítico, tiene lugar a temperaturas comprendidas entre 850 °C y 650 °C, dando lugar a un tamaño de partícula extremadamente fina, lo que es probablemente la contribución más importante al endurecimiento por precipitación [8].

De los diferentes precipitados formados por microaleantes es el VC (carburo de Vanadio), quién tiene una mejor solubilidad en la austenita, lo que producirá un aumento del endurecimiento en presencia de este elemento; le siguen en orden decreciente de efectividad el Ti y el Nb.

Si se tiene una elevada velocidad de enfriamiento, a través del intervalo de transformación, formándose ferrita acicular supersaturada, los carburos tenderán a precipitar en las zonas altas de densidad de dislocaciones, muy abundantes en este tipo de ferrita. La composición óptima se logra a través del uso de composiciones estequiométricas.

En la **Fig. 4**, se muestra la línea estequiométrica para el (Ti C), con relación a las curvas de solubilidad a 1.100 °C, 1.200 °C y 1.300 °C. Si se considera la precipitación en un acero con 0,1% de Ti, enfriado desde los 1.200 °C, para contenidos bajos en carbono, esto es situándonos a la izquierda de la línea de estequiometría, la fracción de carburo está limitada por el contenido de carbono (Zona A del diagrama inferior).

Para contenidos en carbono, entre la línea de estequiometría y la línea de solubilidad, a 1.200 °C, la fracción potencial en volumen de (Ti C), aparecerá al enfriar en forma de finos precipitados, Zona B. En los casos en los que el carbono exceda el límite de solubilidad

impuesto aquí (>10% de C en peso), el Ti precipitará progresivamente, desde los 1.200° C en forma de carburo grosero (Zona C).

Puesto que los carburos groseros no tienen efectividad para controlar el crecimiento de grano es deseable tener composiciones de acero que corten su formación.

Así, observando la **Fig. 4**, las altas temperaturas benefician la formación de carburos finamente divididos.

### **2.1.5 Enfriamiento acelerado:**

La temperatura de acabado, después de la laminación, es importante para determinar el tamaño del grano y, como consecuencia, la resistencia que conseguirá en el acero.

En la práctica actual es usual laminar en intervalos de temperatura de transformación, e incluso en el propio campo ferrítico; de esta forma, se obtienen finas estructuras de subgrano en la ferrita, que contribuyen en cierta medida al reforzamiento. Alternativamente, el laminado puede concluirse en la zona de transformación  $\gamma$ - $\alpha$ , y alterarse mediante las velocidades de enfriamiento, más o menos rápidas. Si, por el contrario, se emplean velocidades de enfriamiento lentas, se obtienen menores resistencias que al enfriar rápidamente después de la operación de laminado (mediante duchas con agua, etc.). Con este último procedimiento se puede pasar de tener una ferrita equiaxial, a otra con estructura "windmandstatten" con una densidad de dislocaciones más alta y, como resultado, mejores propiedades mecánicas.

## **2.2 Zona afectada por el calor (ZAC). Generalidades:**

La mecánica de fractura tiene como objeto el estudio del comportamiento de una estructura en la que hay presente grietas, así como la valoración y elaboración de normas y conductas para evitar la propagación de dichas grietas, que causarían una repentina y catastrófica rotura de la estructura [9].

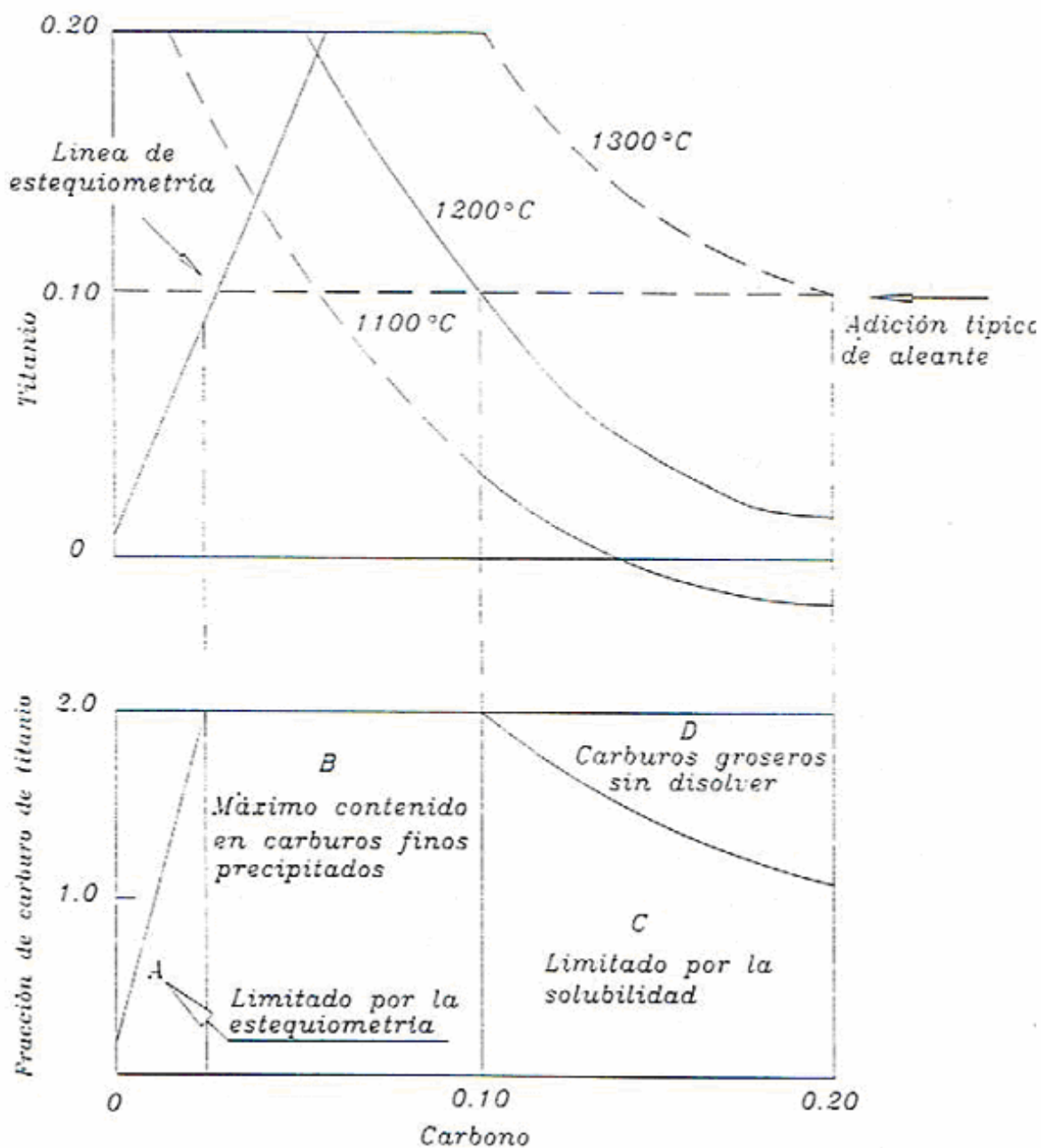


Fig. 4 Estequiometría para el carburo de titanio en función del contenido de carbono y la temperatura alcanzada.

Así pues, este estudio va más lejos que el simple diseño tradicional, basado en el límite elástico, pandeo, tracción, plegado y dureza, así como otras características y ensayos tradicionales, en los que ha estado basado el diseño de una estructura metálica.

Una parte importante del proceso de soldadura lo constituye el estudio de la zona afectada térmicamente en el material base, que es la ZAC (zona de material adyacente al baño fundido que sufrió alguna modificación en su microestructura). El estudio de esta zona crítica es importante desde dos puntos de vista, fundamentalmente.

Una, desde el punto de vista de un análisis detallado de su metalurgia, ya que esta zona está sometida a un duro ciclo térmico, donde el calentamiento y tiempo de enfriamiento juegan un papel importante, dada la influencia que tienen sobre el tamaño de grano de la microestructura. Pero también influye el proceso de soldadura, ya que el aporte térmico variará sensiblemente en función de los parámetros de tensión, intensidad y velocidad de soldeo del procedimiento de soldadura por lo que, en cierta forma, el consumible puede tener alguna incidencia.

Por supuesto, que la composición química y el tipo de acero juegan el papel más importante del estudio de la metalurgia de la ZAC, ya que el proceso elegido para la fabricación y los componentes que intervienen son relevantes para el estudio de la tenacidad a la fractura en la zona afectada térmicamente, como se demostrará a lo largo de este estudio.

La metalurgia de esta pequeña zona, cuando se utiliza una sola pasada, puede dividirse en los siguientes epígrafes (**Fig. 8**, apart. *III Trabajo experimental*):

1) Zona de grano grueso,  $1.100\text{ }^{\circ}\text{C} < T_p < 1.450\text{ }^{\circ}\text{C}$ :

Esta zona está próxima a la línea de fusión y forma parte de la zona supercrítica de la ZAC, cuya temperatura está por encima de  $1.100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; la microestructura del material base se destruye completamente y una nueva microestructura surge, dependiendo de la composición química. Los granos de ferrita de esta zona son mayores que los del material, lo que quiere decir, que la microestructura del material base cambia totalmente, granos grandes y bien delimitados, como corresponde a una zona que alcanzó plenamente el campo austenítico; se observan lajas de cementita, estrechas y delgadas, en direcciones preferentes.

El ancho de esta región estará limitado por la presencia de precipitados, como son los nitruros que tienen la capacidad de pinzar los límites de grano, impidiendo su crecimiento.

Generalmente, en aceros al carbono y aceros microaleados esta zona es la de más baja tenacidad (**Fig. 5**).

2) Zona de grano fino,  $Ac_3 < T_p < 1.100\text{ }^{\circ}\text{C}$ :

Se encuentra entre picos de temperatura  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $1.100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , y el tamaño de grano es más fino que el del material base, aunque el aspecto microestructural es semejante. Una micrografía para una simple pasada se muestra en la **Fig. 6**.

3) Intercrítica ZAC,  $Ac_1 < T_p < Ac_3$ :

En simple pasada, el pico de temperatura se encuentra entre  $720\text{ }^{\circ}\text{C}$  y  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Las zonas que son ricas en carbono son transformadas en austenita y, por lo demás, de esta zona sólo puede decirse que es muy parecida al material base. El ejemplo se ve en la micrografía de la **Fig. 7**. Ésta muestra fragilidad debido a la formación de islas martensíticas.

4) Subcrítica ZAC,  $T_p < Ac_1$ :

Es la zona de menor calentamiento, aproximadamente  $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ , con esta temperatura se puede esferoidizar la perlita, y puede que esta área se vea afectada por el envejecimiento por deformación. Observada bajo microscopio óptico, la estructura es parecida al metal base (**Fig. 8**).

Como norma general, se puede decir que las zonas de grano fino tienen menor problema de tenacidad (como veremos en esta memoria, la región intercrítica que es una región de grano fino fragiliza, debido a islas martensíticas) que aquellas zonas de grano grueso cuya tenacidad queda muy reducida.

Las zonas intercríticas y subcríticas de la ZAC pueden tener diferentes grados de fragilidad, dependiendo de la composición química del material base y el calor aportado en la soldadura, entre otros factores.

Cuando se utiliza una soldadura multipasada, como normalmente ocurre en grandes espesores, que son los que utilizaremos en este trabajo, la ZAC, varía en la dirección paralela a la línea de fusión y en la dirección perpendicular a ella, teniendo una gran influencia la temperatura entre pasadas las secuencias de los cordones, así como el calor aportado por la soldadura (heat input).

Naturalmente, aquellas zonas que son sometidas a un nuevo ciclo térmico variarán la microestructura produciendo un tamaño de grano más fino, **Fig. 9**.

En las estructuras Navales y Off-Shore, el tipo de acero usado es microaleado de alto límite elástico, fabricado por arco eléctrico bajo los siguientes procesos, ya mencionados en cap. 2.1.3.

- Laminado en caliente.
- Normalizado.
- Laminado bajo temperatura controlada.
- Templado y revenido.
- Acero moldeado.

En estos aceros se procura disminuir el contenido de carbono, con lo que se obtiene una máxima soldabilidad. Para compensar la falta de resistencia y tenacidad, que la falta de carbono confiere al acero, se utilizan elementos microaleantes, como son principalmente V, Nb, Ti, Mn, Al, como ya se ha explicado en el presente capítulo.

Una adecuada dosificación en la adición de estos elementos, y un exhaustivo control en el proceso de fabricación que permita controlar el tamaño de grano, son la base de un acero resistente y de buena tenacidad para los propósitos del diseño.

El principal objetivo en estos aceros es obtener un tamaño de grano pequeño, que además de aumentar sus propiedades mecánicas constituyan un freno a la producción de las dislocaciones, lo que implica una mejora de las propiedades mecánicas.





Fig. 5 Crecimiento de grano en la ZAC en soldadura de una sola pasada en un acero microaleado de 0,11% C-Mn-Al, soldado con una energía de arco de 3 KJ/mm, x 320.

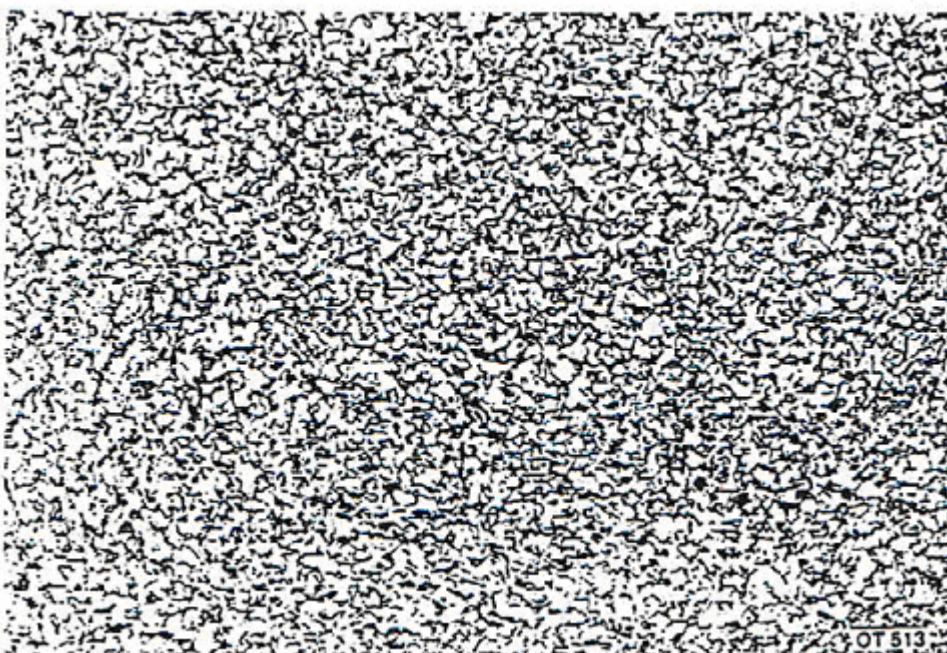


Fig. 6 Región de grano fino en la ZAC de la soldadura descrita.



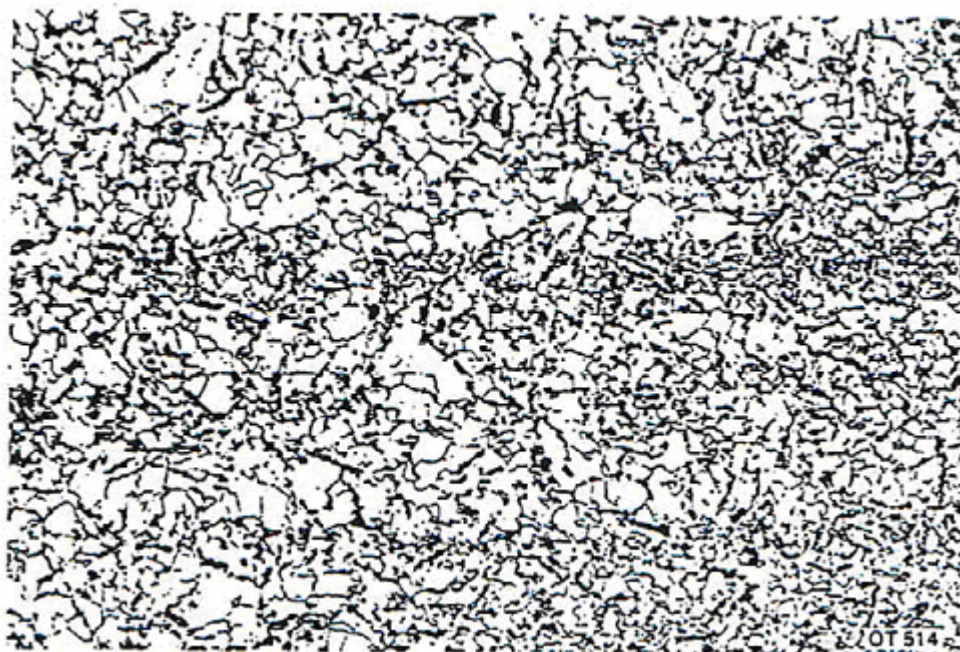


Fig. 7 Zona intercrítica/subcrítica en la ZAC de la soldadura descrita.



Fig. 8 Microestructura del metal base (0,11% C-Mn-Al aceros microaleados) usada para soldadura de una sola pasada en la ZAC.



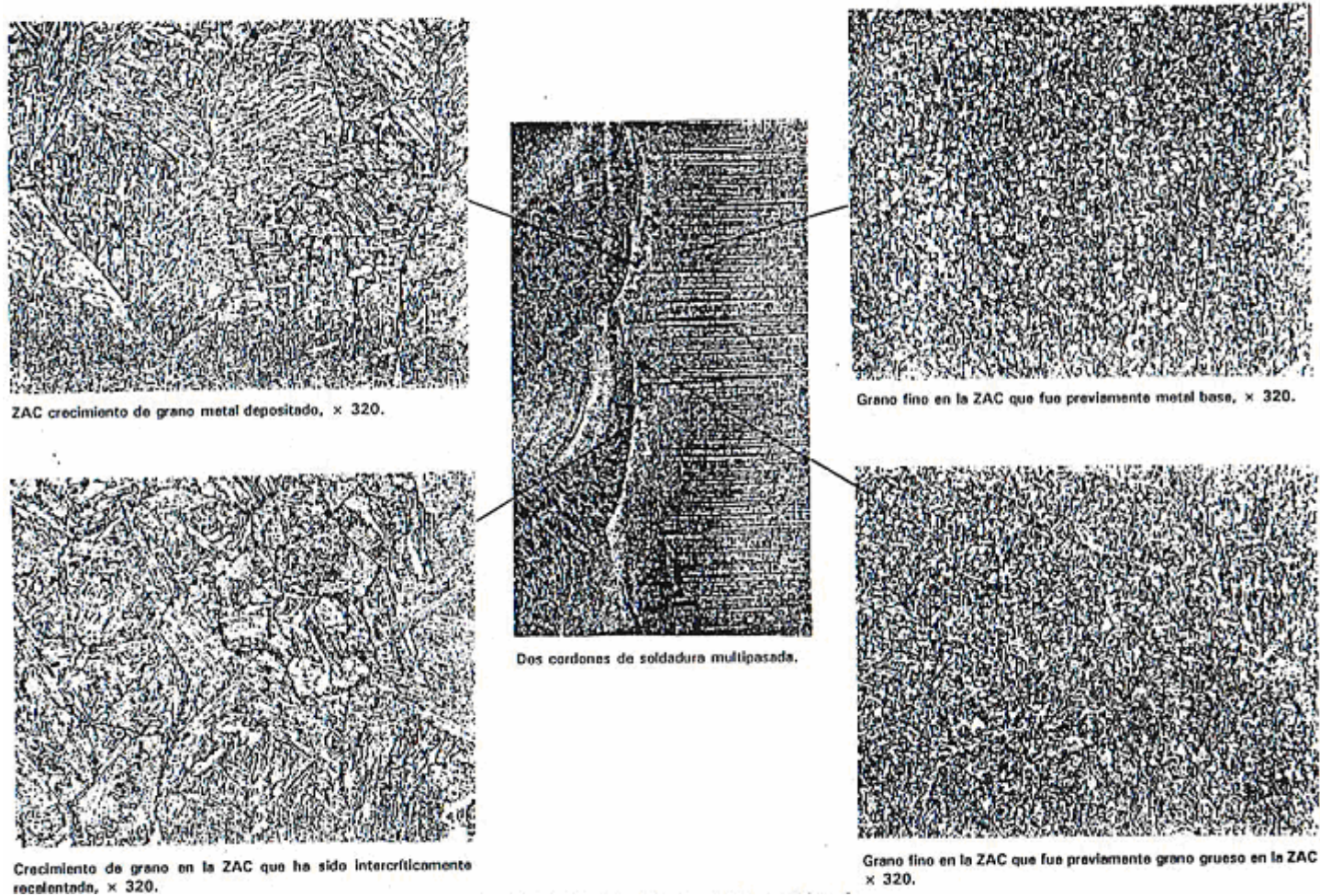


Fig. 9 Regiones de la ZAC en soldadura multipasadas.

La laminación en caliente produce un crecimiento del grano, cuyo control se lleva a cabo mediante el pinzamiento que los carbonitruros de los microaleantes producen sobre el límite del mismo.

El estudio de la propagación de la grieta es fundamental en las estructuras Navales Off-Shore, dado que, en servicio, estas estructuras están sometidas a requerimientos que, de una forma decisiva, intervienen en la rotura frágil, como son:

- \* Esfuerzos triaxiales, bajas temperaturas y velocidad de aplicación de cargas.

El factor de intensidad de tensiones,  $K$ , que es un parámetro de tenacidad a la fractura, y que depende de la carga aplicada, tamaño de la grieta y forma geométrica, nos indicará si es superior al valor de  $K_c$  (coeficiente de intensidad de tensiones crítico; si  $K > K_c$  la rotura sería inmediata (ver cap. 2.3.2)).

Pero el peligro también puede existir si  $K < K_c$ , entonces existen cargas cíclicas y el material no es compatible con el medio, en cuyo caso, alguna grieta puede progresar hasta que  $K = K_c$ , y romper el material.

El análisis de resiliencia estará basado en los ensayos de *Charpy*, que nos determinará la tenacidad del material de una forma cualitativa, aunque, no acusa la fragilidad de la región intercrítica, dadas las características de este ensayo (apartado *III Trabajo experimental* cap. 3.2).

Lógicamente, existe una relación directa entre la resiliencia y el tamaño del grano que dependerá del enfriamiento. La composición química influirá también decisivamente en la resiliencia del material, ya que los componentes microaleados aportarán en menor o mayor grado tenacidad.

Estudios de metalurgia han demostrado que el contenido de carburos de Nb o V, por segregación, causan una considerable disminución de la tenacidad. Sin embargo, existen otros componentes, como H y N por ejemplo, que las disminuyen considerablemente.

No obstante lo anteriormente dicho, no cabe duda que los procesos de soldadura elegidos tendrán una decisiva influencia, no solamente en el metal aportado, sino en la ZAC, ya que afectan directamente al ciclo térmico que se produce en la soldadura, bajo los que tendremos ocasión de valorar la microestructura de la ZAC a lo largo de este trabajo.

## **2.3 Propiedades mecánicas para estructuras marinas:**

### **2.3.1 General:**

En el presente capítulo se discute el criterio para la selección de los aceros de uso más frecuentes en estructuras Navales y Off-Shore. Los aspectos más importantes de la selección de material están relacionados con la adecuada soldabilidad y tenacidad a la fractura, que se discuten en detalle a continuación. También se consideran otros problemas relacionados con la resistencia a la fatiga o la resistencia a la corrosión.

### **2.3.2 Tenacidad a la fractura:**

#### **2.3.2.1 Introducción:**

Un objetivo importante a tener en cuenta, en el diseño y ejecución de plataformas petrolíferas, es evitar la fractura frágil en las uniones soldadas de la estructura, dado el potencial riesgo de fisuras, fragilidad de la ZAC, defecto de soldadura, etc., en estas estructuras sometidas a fuertes tensiones de trabajo, con carga cíclicas.

En las zonas de navegación frías, donde también es aplicable el material objeto de nuestro estudio, una combinación de temperatura medio ambiente baja, y grandes espesores de sus miembros para aguas profundas, ha incrementado el riesgo de fractura en las plataformas y buques. El problema esencial de la fractura frágil, a baja temperatura, es el riesgo, caso de que se produzca, de que la grieta se propague en el metal base y en la soldadura, y al menos que la fuerza que la produce disminuya considerablemente, una vez que esta se ha iniciado, es improbable que se detenga antes de que un daño significativo ocurra. Por ello, se han hecho esfuerzos para valorar los niveles de tenacidad de las piezas soldadas, para evitar la iniciación de la grieta y mejorar su tenacidad de las uniones soldadas, a través de un tratamiento post-soldeo.

El mecanismo de fractura frágil puede distinguirse por la apariencia cristalina de la superficie de la fractura, y ocurre por un mecanismo de clivaje a lo largo de los planos débiles o frágiles del acero.

La fractura dúctil produce una superficie de fractura fibrosa. La cantidad de energía absorbida en este proceso controlado de deformación depende de la cantidad y tamaño de las inclusiones y, como consecuencia, de la limpieza del proceso de fabricación del acero.

A bajas temperaturas, la fractura frágil tiene mayor probabilidad de que se produzca que la fractura dúctil; en deformaciones altas y geometrías contraídas se producen delante del vértice de la grieta tensiones altas de tracción. En la **Fig. 10**, se muestra el efecto de la temperatura en probetas prefisuradas de diferentes tamaños, en deformaciones estáticas y dinámicas.

La inflexión entre la parte superior e inferior de las curvas es conocida como la región de transición, y la temperatura media entre las regiones de fractura dúctil y frágil como temperatura de transición.

La temperatura normal de diseño, para componentes de estructuras en el Mar del Norte, que están expuestas al medio ambiente o en la zona de salpicadura es  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$  (temperatura a la que se llevan a cabo los CTOD de la presente memoria).

Para componentes sumergidos las condiciones son menos severas, y la temperatura es  $4\text{ }^{\circ}\text{C}$ , normalmente.

Sin embargo, algunas compañías operadoras han adoptado una temperatura de diseño de  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$  para todas las estructuras, dado que el acero puede estar sometido a tensiones durante la fabricación al aire libre (*Harrison* [10]). Aunque la chapa del material base pueda tener adecuada ductilidad, la temperatura de transición de metal de soldadura, y zona afectada por el calor (ZAC) pueden coincidir con la temperatura de diseño, en algunas aplicaciones.

En tales aplicaciones es importante corregir la tenacidad de la fractura de la ZAC y metal base en la etapa de diseño. La coincidencia de la temperatura de transición y la temperatura de diseño es considerada por muchos como el resultado de una pobre selección de material y procedimiento de soldadura.

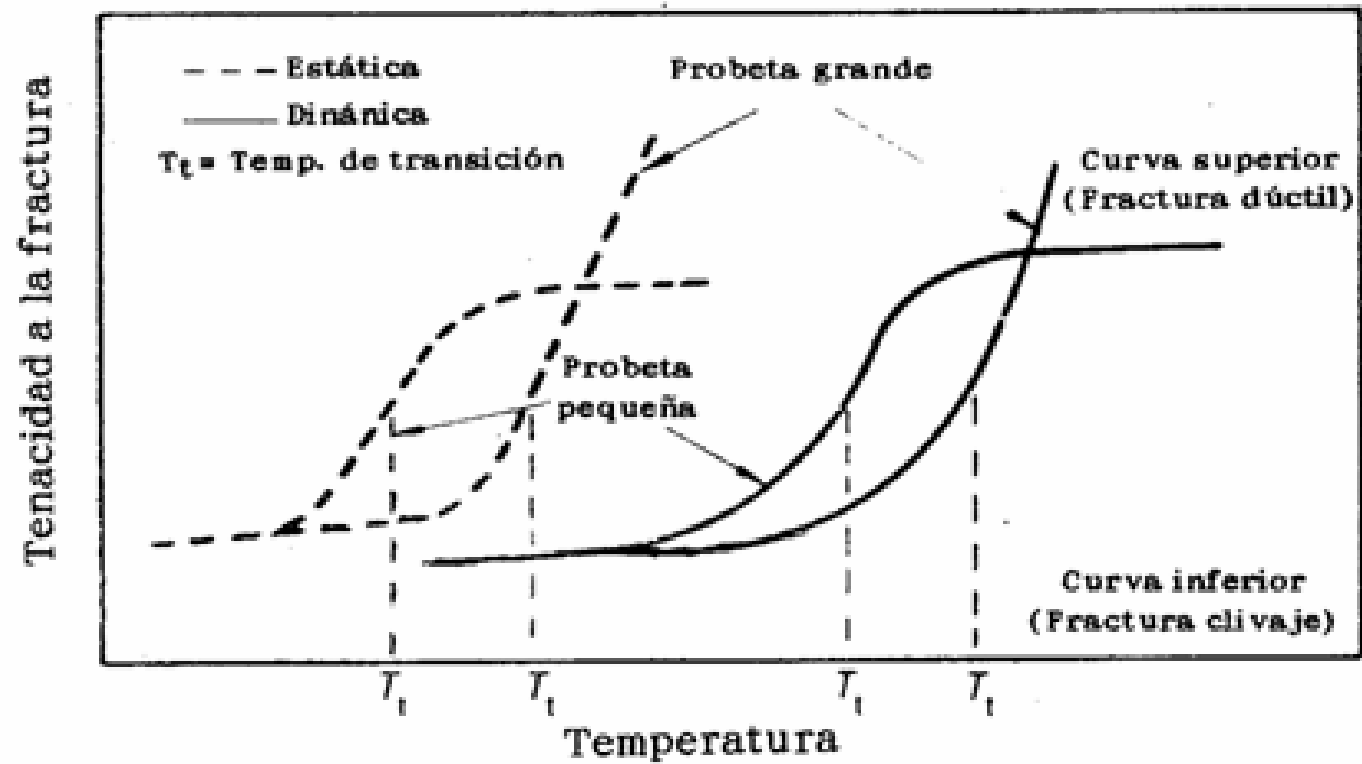


Fig. 10 Efecto de la temperatura y compresión sobre la tenacidad a la fractura. Diseño de uniones tubulares para estructuras Off-Shore. V.3.U.F.G.

## **2.4 Soldadura en aceros microaleados para estructura Naval y Off-Shore.**

### **2.4.1 Introducción:**

La idea es dar una vista general de las técnicas y procesos utilizados en la soldadura de las uniones para estructuras Navales y Plataformas Off-Shore, en los procesos de soldadura más utilizados, así como una interrelación entre el diseño, con las prácticas de soldadura, y los códigos existentes [11]. PROCESOS DE SOLDADURA:

La mayoría de los procesos de soldadura utilizados caen dentro de los siguientes siete tipos:

- Fase sólida.
- Termoquímico.
- Resistencia eléctrica.
- Arco desnudo.
- Arco protegido por fundente.
- Energía radiante.

De estos grupos, el arco protegido por fundente es de los más interesantes, pues incluye soldadura por arco manual (S.M.A.W.), así como soldadura con hilo tubular (F.C.A.W.) y procesos por arco sumergido (S.A.W.), que es muy usado en la fabricación Off-Shore.

Las uniones tubulares se sueldan, normalmente, mediante S.M.A.W. y F.C.A.W.

Todos los procesos, aquí considerados, usan energía eléctrica entre el electrodo y el metal base.

Para obtener una soldadura satisfactoria es necesario controlar el arco, así como proteger de la atmósfera el baño del metal fundido.

Las diferencias fundamentales, entre los sistemas especificados, están en la forma de suministrar el material de aportación, y de proteger el baño de la soldadura.



### **2.4.2 Procesos de soldadura por arco protegido con fundente, soldadura manual, S.M.A.W. (Fig. 11):**

El S.M.A.W. puede utilizarse bien con corriente alterna o bien con corriente continua. El electrodo, en este proceso, es una varilla recubierta por un material protector (fundente), que rodea al material de aportación de composición química controlada. El fundente, que lo cubre, forma una escoria que protege al baño de soldadura. Al fundir, tiene lugar una reacción química, produciéndose una transferencia de elementos, del fundente al baño de soldadura, tales como: Si, Mn; que contribuyen a la composición del metal depositado.

La longitud del arco es un parámetro importante, que el soldador debe mantener constante, para obtener una fusión adecuada.

La escoria fundida no debe quedar atrapada en la soldadura, ésta debe ser retirada antes de comenzar con un nuevo electrodo. Estas paradas y arranques de los electrodos pueden ser una fuente de inclusión de escoria, porosidad y falta de fusión.

La humedad, en el recubrimiento del electrodo, puede ser causa de presencia de H en la soldadura, reduciendo la tenacidad a la fractura. Esto, combinado con las tensiones residuales, puede conducir a fisuras en la soldadura.

Los aceros, con alto contenido de carbono equivalente, pueden tener este problema, que se supera mediante el uso de electrodos adecuados.

### **2.4.3 Soldadura por arco sumergido (Soldadura automática, S.A.W. (Fig. 12):**

En este procedimiento, el hilo lo suministran una o más cabezas de alimentación, y el fundente es previsto, separadamente, en forma de polvo.

La velocidad de alimentación del hilo es constante, para mantener constante la longitud del arco.

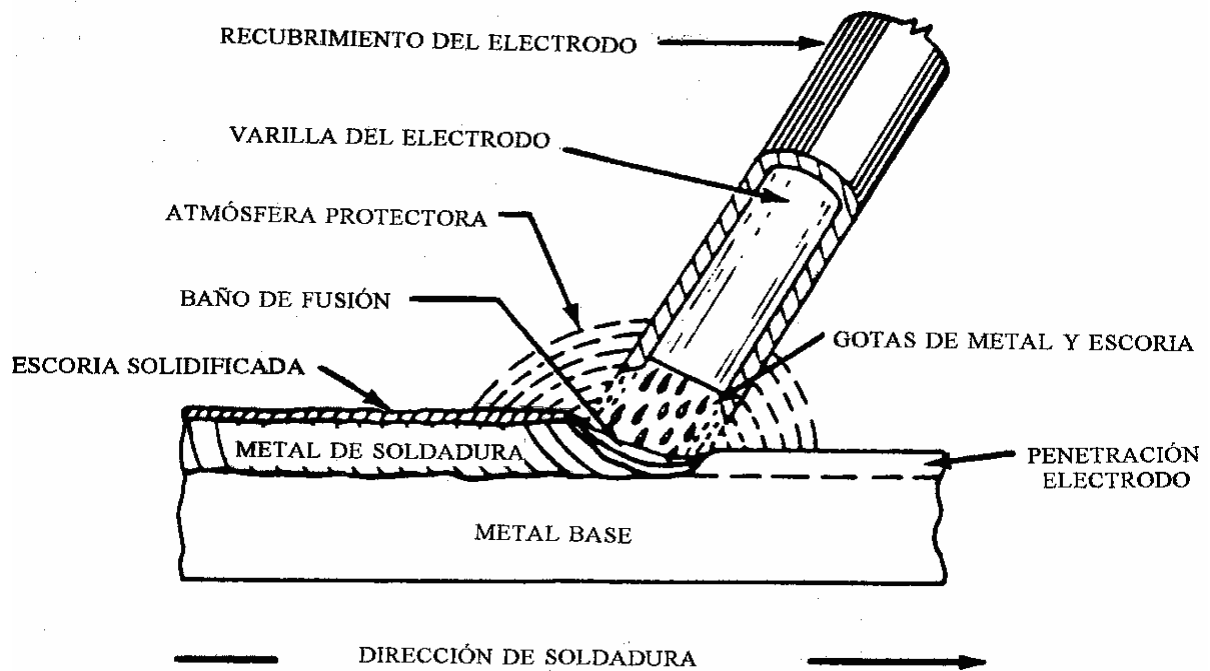


Fig. 11 Proceso manual, S.M.A.W.

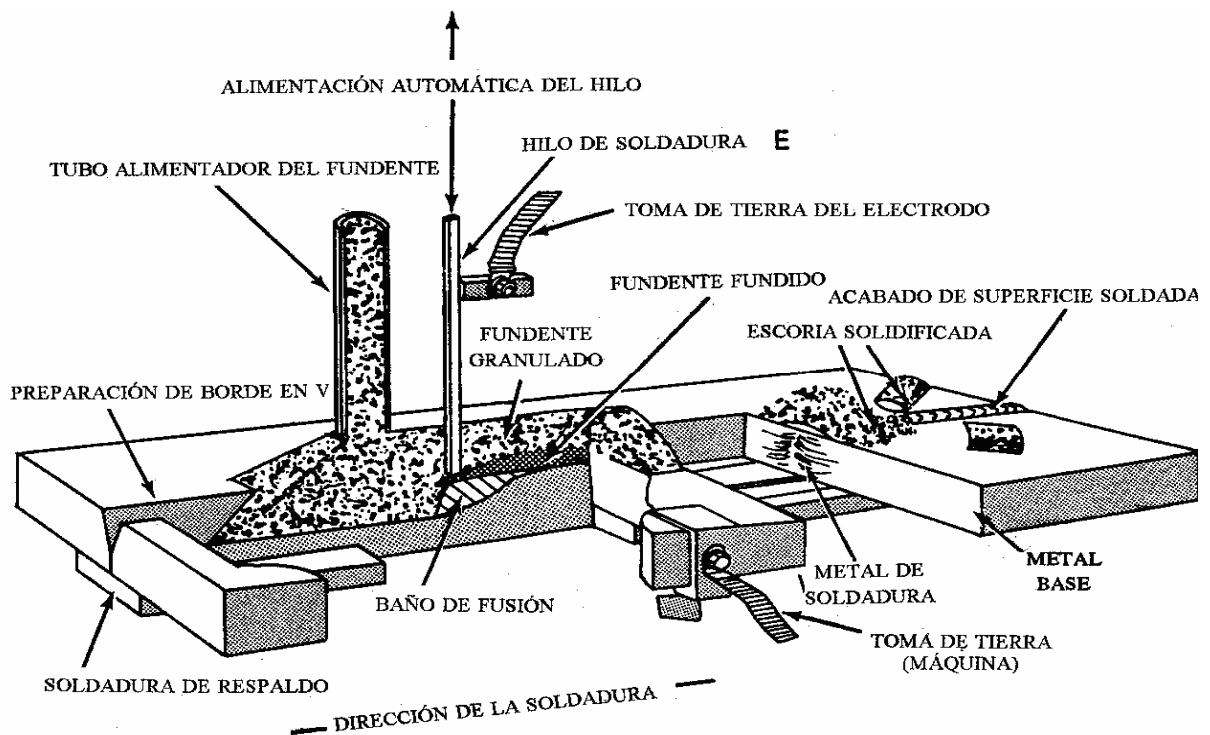


Fig. 12 Proceso arco sumergido.

En este proceso, las soldaduras profundas y anchas pueden ser susceptibles de fisuras, debido a tensiones térmicas. La tenacidad de la junta puede resultar afectada, así como en el S.M.A.W. La elección de la varilla y fundente pueden tener efecto en las propiedades y composición de la soldadura. En la soldadura por arco sumergido, las mismas quedan con buen acabado, de forma suave y regular, y carecen de inclusiones y poros. Estos procesos de producción pueden llevarse a cabo con gran rendimiento.

Como otras técnicas, requiere gran cuidado en el almacenaje de las planchas y la preparación de bordes, y debe ser evitada la presencia de humedad u óxido. La raíz se fabrica por otro proceso, S.M.A.W. o F.C.A.W.

Las propiedades de impacto de la soldadura pueden ser inferiores a las obtenidas con el S.M.A.W., a causa de la formación de microestructuras de grano grueso, debidas a la formación de soldaduras en simple pasada.

#### **2.4.4 Procesos de soldadura protegidos por gas:**

En el proceso de soldadura TIG, se usa un electrodo de tungsteno, no consumible, para crear el arco, y está protegido por gas inerte (argón o helio).

El material de relleno se añade, separadamente, en el borde del pozo de soldadura. El trabajo requiere utilizar las dos manos, por lo que se necesita destreza.

Este proceso está bajo desarrollo en la Industria Off-Shore, pero no es un sistema económico para las juntas tubulares estructurales.

#### **2.4.5 Procesos semiautomáticos, G.M.A.W. (Fig. 13):**

Los procesos semiautomáticos, por ejemplo MIG, crean una atmósfera de gas entre el alambre de soldadura y la pieza. El alambre se alimenta automáticamente mediante la pistola que porta el soldador, quien sólo tiene que posicionarla y avanzar, pues la longitud del arco se mantiene.

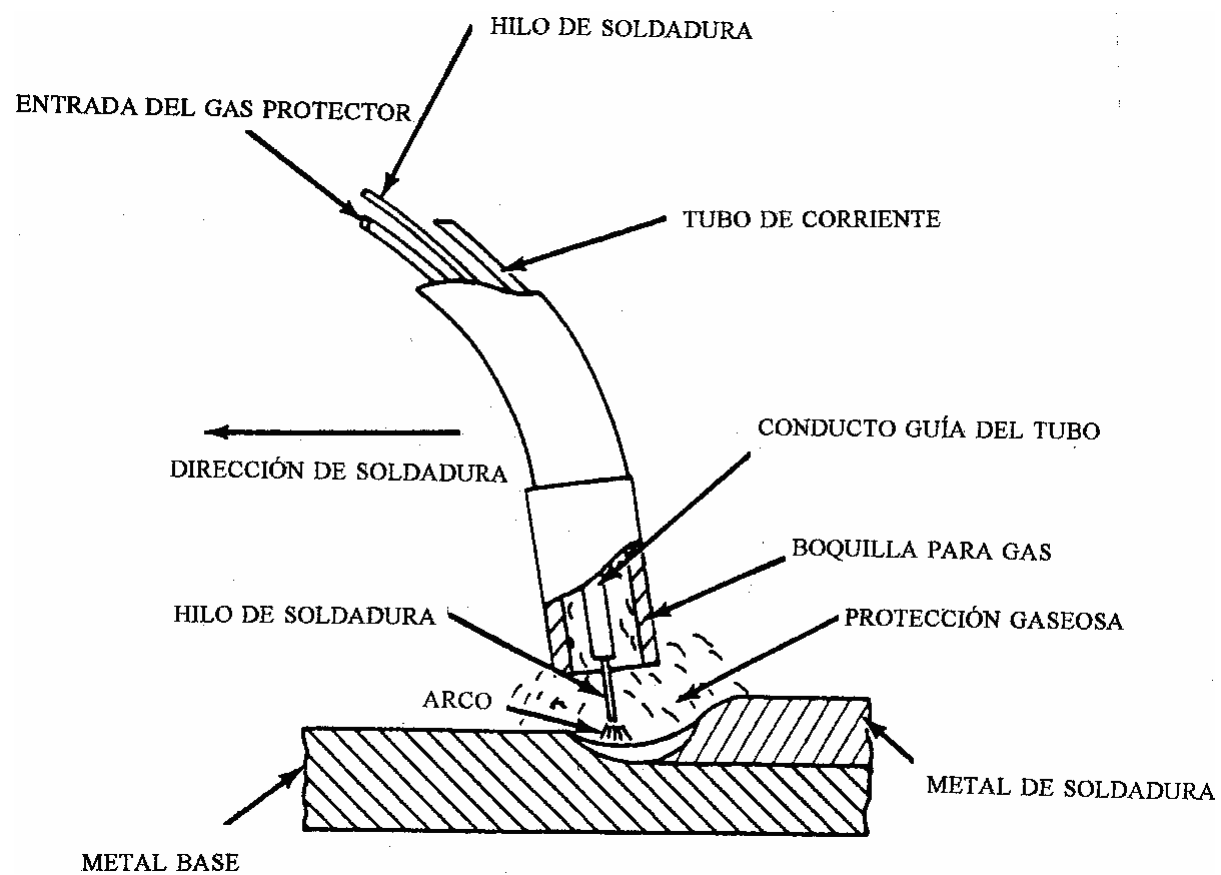


Fig. 13 G.M.A.W. (Proceso de semiautomática).

La elección del gas depende del tipo de material a soldar. Para materiales ferrosos, se utiliza el Argón, con el oxígeno o dióxido de carbono. El alambre puede ser macizo o hilo tubular relleno de fundente.

El proceso M.I.G., con hilo tubular relleno de fundente, está bien establecido en la Industria Off-Shore. De otra parte, el proceso M.I.G. con alambre sólido, últimamente, está aceptado en esta industria, consiguiéndose buenos resultados.

## 2.4.6 Comparación entre los procesos de soldadura:

Es difícil valorar que proceso de soldadura es el adecuado; bajo ciertas condiciones, sólo una técnica puede ser la idónea.

En la Tabla I, se representan datos de producción para varios procesos de soldadura.

**Tabla I. Datos producción varios procesos soldadura.**

TABLA I				
VARIABLES	SEMIAUTOM. CO <sub>2</sub>	S.M.A.W. BASIC	SEMIAUTOM. Fundente CORE. CO <sub>2</sub>	ARCO SUMERGIDO
POSICIÓN	VERTICAL	HORIZONTAL	HORIZONTAL	HORIZONTAL
CORRIENTE TÍPICA (A)	155	110-330	445	700-1200
DEPOSICIÓN MATERIAL Kg/h	1,6	2,3	5,5	12
METAL DEPOSIT. REQUER. Kg	2,1	2,5	1,6	1,0
TIEMPO DE ARCO MIN.	76	63	17	5

El tiempo de arco, se obtiene de la siguiente expresión:

$$\frac{\text{metal depositado requerido}}{\text{deposición de metal de soldadura}} = \frac{Kg}{Kg / H} \quad (1)$$

## 2.5 Ciclo térmico:

El calor aportado durante el soldeo produce, en el material base, complejos ciclos térmicos no convencionales, que dan lugar a una serie de fenómenos:

- Cambios microestructurales, producidos en la ZAC.
- Tensiones residuales.
- Efectos que producen los dos anteriores, en la resistencia y la tenacidad a la fractura.

### 2.5.1 Ciclo térmico teórico. Ecuación de *Rosenthal*.

El flujo de calor se puede hacer desde un punto de vista analítico o numérico. El estudio analítico del ciclo térmico se estudia mediante las ecuaciones de *Rosenthal*.

El conocimiento del ciclo térmico nos permite, en función del "*heat input*" (energía aportada), determinar los cambios microestructurales, así como las tensiones residuales, condiciones necesarias, para poder predecir la variación de la tenacidad. Este estudio quedará complementado con el de Tenacidad de la fractura.

En el estudio del ciclo térmico teórico, se consideran dos posibilidades: para chapa gruesa y para chapa fina. Para cada una de estas posibilidades, se estudiará una aplicación inmediata de la forma de calor, que corresponde al valor exacto de la solución de la ecuación diferencial de *Rosenthal*. Una segunda alternativa consiste en suponer una aplicación del calor de forma instantánea, a toda la línea de soldadura.

Para el estudio teórico del ciclo térmico, se supone que la fuente móvil de aporte calorífico, en este caso el electrodo, se mueve a una velocidad constante,  $v$ , en la dirección X, de un sistema de ejes coordenados, como se puede observar en la **Fig. 14**.

La energía aportada (heat input) viene dada por  $q/v$  (KJ/mm), siendo  $q$  la potencia suministrada, y  $v$  la velocidad, el valor de  $q$  es:

$$q = \eta \cdot V \cdot I \quad (2)$$

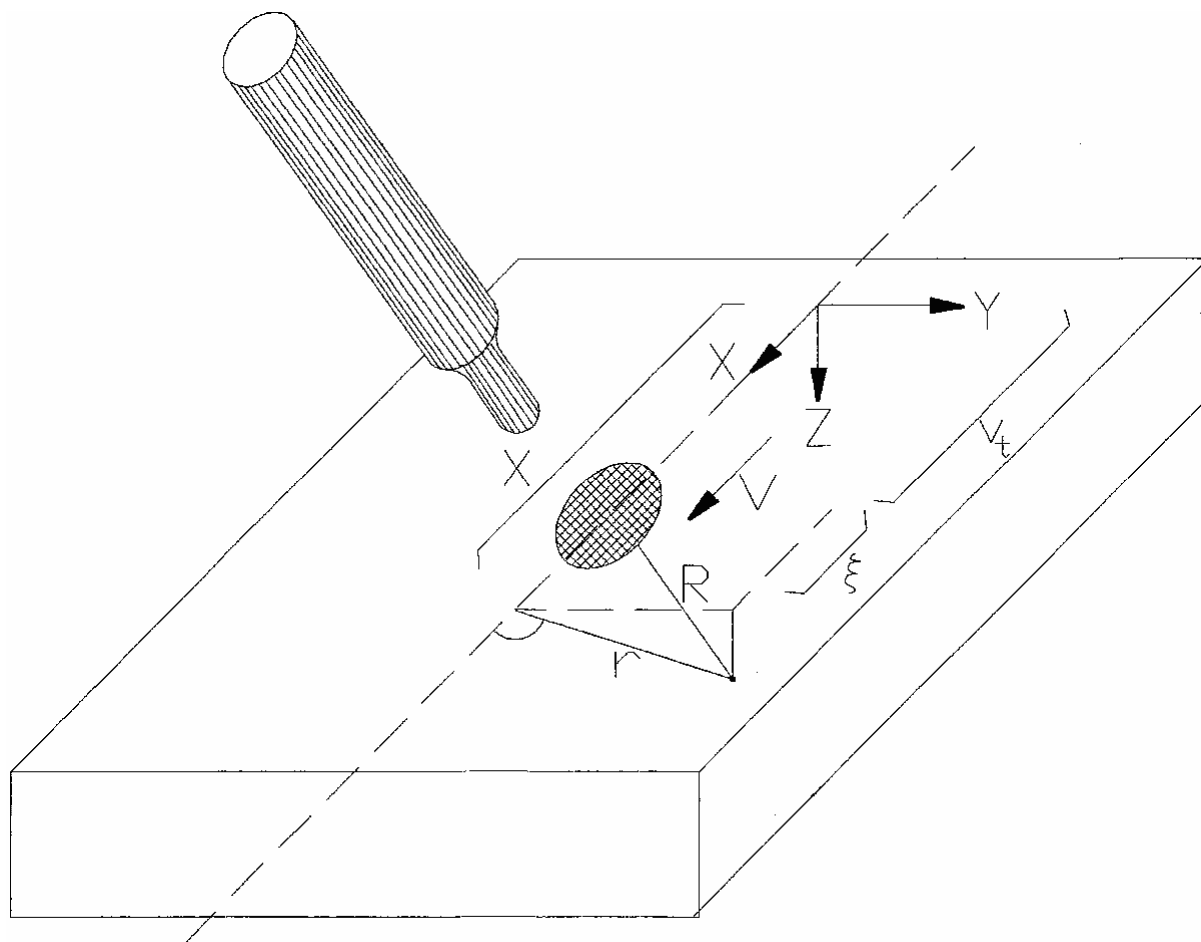


Fig. 14 Configuración de la soldadura en función de la fuente de calor en un punto,  $q$ , y una velocidad constante,  $v$ .

siendo:

$V$  = Tensión de soldadura (KV).

$I$  = Intensidad del arco (A).

$\eta$  = Eficiencia dependiendo del proceso.

$v$  = Velocidad de desplazamiento de la fuente de calor (mm/s).

**Tabla II. Eficiencia según proceso.**

<b>TABLA II</b>	
<b>Proceso</b>	$\eta$
S.M.A.W.	0,70 - 0,85
TIG	0,22 - 0,48
MIG	0,66 - 0,75
S.A.W.	0,90 - 0,99

La ecuación diferencial, para el flujo de calor, viene dada por:

$$\frac{\delta^2 T}{\delta X^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta Y^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta Z^2} = \frac{C \rho}{\lambda} \frac{\delta T}{\delta t} \quad (3)$$

siendo:  $T$ , la temperatura Kelvin;  $t$ , el tiempo en segundos;  $\lambda$  = conductividad térmica en ( $J m^{-1} s^{-1} K^{-1}$ ) y  $C\rho$  = calor específico por unidad de volumen ( $J m^{-3} K^{-1}$ ). Esta aproximación supone que la conductividad térmica y el calor específico son constantes. Aunque esta suposición no es totalmente correcta, es aceptable.

Tendremos que pasar de estas coordenadas fijas, a un sistema de coordenadas móviles, dadas por la ecuación (4) (**Fig. 14**).

$$\varepsilon = x - v t \quad (4)$$

Siendo  $\varepsilon$  la distancia desde un punto fijo a la fuente de calor, sobre el eje  $x$ .



Realizando este cambio de variable, llegamos a:

$$\frac{\delta^2 T}{\delta \varepsilon^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta Y^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta Z^2} = \frac{-C\rho}{\lambda} v \frac{\delta T}{\delta \varepsilon} + \frac{C\rho}{\lambda} \frac{\delta T}{\delta t} \quad (5)$$

Para una distribución de temperaturas cuasiestacionaria, es decir considerando que:  $\delta T / \delta t = 0$ , lo que significa que la distribución de temperaturas, junto a la fuente de calor, se mueve a una velocidad constante, situación que puede considerarse aceptable para las soldaduras; la ecuación (5) quedaría:

$$\frac{\delta^2 T}{\delta \varepsilon^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta Y^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta Z^2} = \frac{-C\rho v \delta T}{\lambda \delta \varepsilon} \quad (6)$$

### 2.5.2 Resolución de la ecuación de *Rosenthal*. Modelo matemático:

Teniendo en cuenta que la distribución del flujo de calor puede considerarse tridimensional para una chapa gruesa, y bidimensional para una chapa fina, la solución de la ecuación diferencial (6) viene dada, para chapa gruesa, por:

$$T - T_0 = \frac{q}{2 \pi \lambda} \exp\left(\frac{-v \varepsilon}{2 a}\right) \frac{\exp\left(\frac{-v R}{2 a}\right)}{R} \quad (7)$$

y, para la chapa fina, por:

$$T - T_0 = \frac{q}{2 \pi \lambda t} \exp\left(\frac{-v \varepsilon}{2 a}\right) \frac{K_0\left(\frac{v R}{2 a}\right)}{R} \quad (8)$$

siendo:

T = temperatura alcanzada (K).

T<sub>0</sub> = temperatura ambiente (300 K).

T<sub>p</sub> = temperatura pico (K).

q = Calor aportado por la soldadura =  $\eta V I$  (J/s = W).

I = Intensidad del arco (A).

V = diferencia de potencial del arco en (V).

$\eta$  = rendimiento del proceso de soldadura.

$K_0$  = función de **Bessel** de primera clase.

a = difusividad térmica =  $\frac{\lambda}{\rho C}$  ( $\text{m}^2 \text{s}^{-1}$ )

$\lambda$  = conductividad ( $\text{J m}^{-1} \text{s}^{-1} \text{K}^{-1}$ ).

t = tiempo (s).

$C_p$  = calor específico por unidad de volumen  $\text{J m}^{-3} \text{K}^{-1}$ .

q/v = Energía aportada "heat input" ( $\text{J m}^{-1}$ ).

d = espesor de la chapa (m).

v = velocidad de la fuente ( $\text{m s}^{-1}$ ).

$R = \sqrt{(x^2 + z^2 + y^2)}$  = distancia desde la fuente de calor a un punto fijo.

Para un ciclo térmico, considerando una aplicación instantánea de la fuente de calor en la línea de soldadura, es decir, desde una posición fija en el eje de soldadura (ver **Fig. 14**):  $r^2 = z^2 + y^2$ , siendo **r** la distancia desde ese punto a un punto situado en la ZAC para una chapa gruesa, la ecuación de Rosenthal (7), puede expresarse como:

$$T - T_0 = \frac{\frac{q}{v}}{2 \pi \lambda t} \exp\left(-\frac{r^2}{4 a t}\right) \quad (9)$$

Siendo t el tiempo y  $T_0$  la temperatura inicial o temperatura de precalentamiento, expresada en Kelvin.

Asimismo, siguiendo el mismo criterio que para la ecuación (9) de aplicación instantánea del calor, para chapas finas, la ecuación (8), se puede expresar como:

$$T - T_0 = \frac{\frac{q}{v}}{d \sqrt{(4 \pi \lambda \rho C t)}} \exp\left(-\frac{r^2}{4 a t}\right) \quad (10)$$

siendo:

d = espesor de la chapa.

Para el caso de chapas gruesas, partiendo de la ecuación (9), con las consideraciones hechas, y teniendo en cuenta que el máximo de esta función se obtiene para un tiempo  $t = r^2/4a$ , la temperatura pico, que es la máxima temperatura alcanzada en el proceso de soldadura, se obtiene sustituyendo el valor de t en la ecuación (9), que viene expresada por:

$$T_p = T_0 + \left( \frac{2}{\pi e} \right) \frac{\frac{q}{v}}{C \rho r^2} \quad (11)$$

Siendo,  $T_p$  la temperatura pico del ciclo térmico, y  $e = 2,718$  base de los logaritmos neperianos. El tiempo de enfriamiento, desde 800 °C a 500 °C, viene dado por:

$$\Delta t_{8/5} = \frac{\frac{q}{v}}{2 \pi \lambda T_1} \quad (12)$$

Donde la temperatura  $T_1$  viene definida por:

$$\frac{1}{T_1} = \left( \frac{1}{773 - T_0} - \frac{1}{1.073 - T_0} \right) \quad (13)$$

$$\Delta t_{8/5} = \frac{\frac{q}{v} \left( \frac{1}{773 - T_0} - \frac{1}{1.073 - T_0} \right)}{2 \pi \lambda} \quad (14)$$

De la ecuación (11) y (12) obtenemos:

$$\frac{q}{v} = 2 \pi \lambda T_1 \Delta t_{8/5} ; \quad r^2 = \frac{4 \lambda T_1 \Delta t_{8/5}}{(T_p - T_0) e C \rho}$$

que sustituidas en (9) nos da:

$$T = T_0 + T_1 \frac{\Delta t_{8/5}}{t} \exp - \left[ \frac{\Delta t_{8/5}}{e t} \left( \frac{T_1}{T_p - T_0} \right) \right] \quad (15)$$

Finalmente, se trata de calcular la ecuación del ciclo térmico para chapa fina que, siguiendo los mismos pasos que para chapa gruesa, nos da:

$$T_p - T_0 = \sqrt{\left(\frac{2}{\pi e}\right)} \frac{\frac{q}{v}}{d C \rho 2 r} \quad (16)$$

$$\Delta t_{8/5} = \frac{\left(\frac{q}{v}\right)^2}{4 \pi \lambda \rho C T_2^2 d^2} \quad (17)$$

$$\frac{1}{T_2^2} = \frac{1}{(773 - T_0)^2} - \frac{1}{(1.073 - T_0)^2} \quad (18)$$

$$T - T_0 = T_2 \sqrt{\left(\frac{\Delta t_{8/5}}{t}\right)} \exp\left(-\frac{T_2^2 \Delta t_{8/5}}{2 e t (T_p - T_0)^2}\right) \quad (19)$$

Para determinar la aplicación de la ecuación chapa fina o chapa gruesa se puede utilizar la ecuación (20), que nos determina el espesor crítico, en función de los parámetros de velocidad de desplazamiento de la fuente de calor, capacidad térmica por unidad de volumen y temperatura inicial.

$$d' = \sqrt{\left[\frac{q}{2 \rho C v} \left(\frac{1}{773 - T_0} + \frac{1}{1.073 - T_0}\right)\right]} \quad (20)$$

## 2.6 Introducción teórica al cálculo de tensiones residuales por el método del agujero ciego:

### 2.6.1 Principios teóricos del método del agujero ciego para determinación de tensiones residuales:

Un cuerpo o estructura, que está sometido a tensiones residuales, sufre una relajación de tensiones puntualmente, cuando es sometido a una perforación. Esto es debido a que cada perpendicular a la superficie libre es necesariamente un eje principal, en el cual las tensiones cortantes y las tensiones normales son cero. La eliminación de las tensiones, en la superficie del agujero, cambian inmediatamente las tensiones alrededor del mismo en su superficie, lo que produce una deformación local, a su alrededor. Este método fue propuesto por primera vez por *Mathar* [12].

Como norma general, en el método del agujero ciego, la profundidad es igual a su diámetro, que será pequeño comparado con la probeta objeto del ensayo.

La geometría del agujero ciego es suficientemente compleja, como para que las tensiones residuales no puedan ser calculadas directamente usando la teoría de la elasticidad, a partir de las deformaciones medidas, a menos, que se utilicen coeficientes empíricos. Sin embargo, se puede obtener una solución para el caso más simple del taladro pasante, en el cual la tensión residual es uniforme a través del espesor de una chapa fina. Así pues, la base teórica será primeramente desarrollada para el agujero pasante, aplicándose al agujero ciego, posteriormente.

### 2.6.2 Principios teóricos del método del agujero pasante:

En la **Fig. 15**, se representa una chapa, que está sometida a una tensión residual  $\sigma_x$ . El estado de tensiones para un punto,  $P(R, \alpha)$ , viene expresado en coordenadas polares, por:

$$\sigma_{r'} = \frac{\sigma_x}{2} \cdot (1 + \cos 2\alpha) \quad (21)$$

$$\sigma_{\theta'} = \frac{\sigma_x}{2} \cdot (1 - \cos 2\alpha) \quad (22)$$

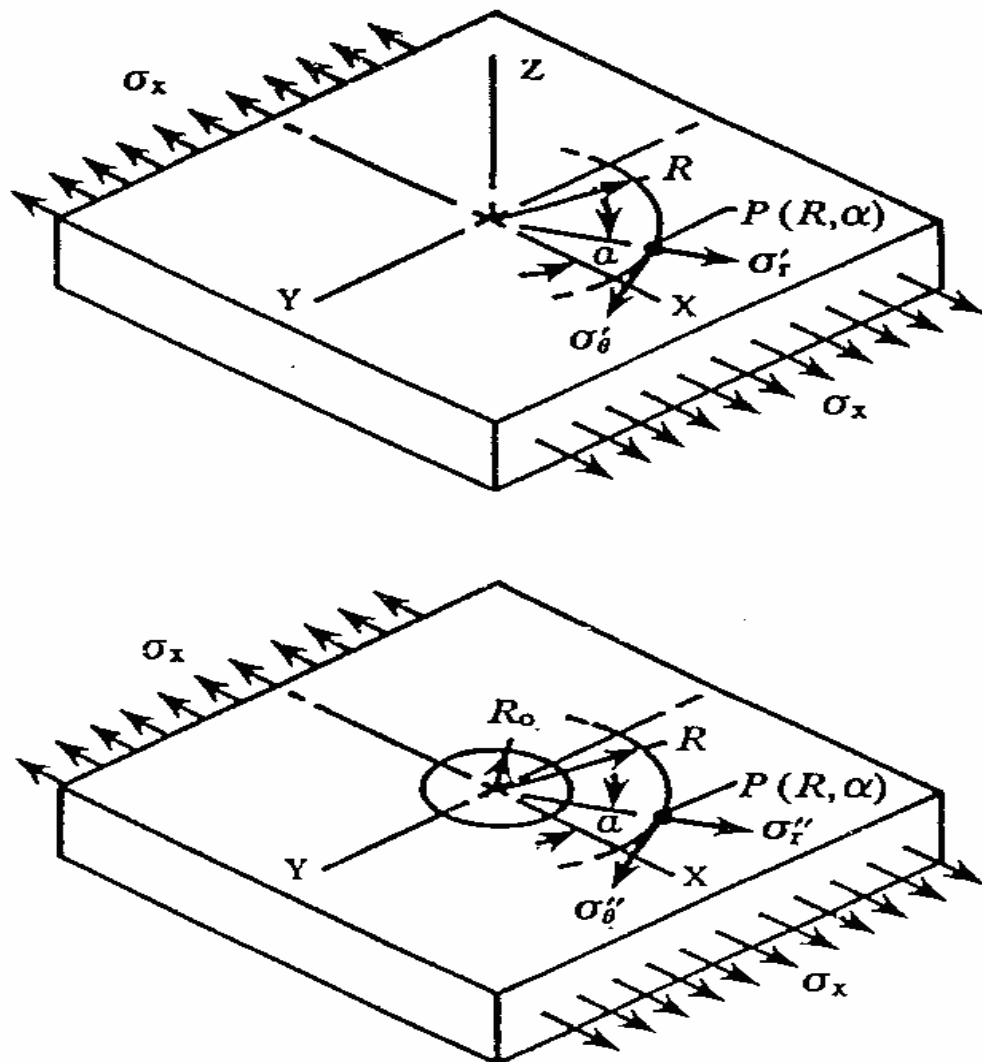


Fig. 15 Chapa sometida a tensión.

$$\tau_{r'\theta} = -\frac{\sigma_x}{2} \cdot \sin 2\alpha \quad (23)$$

En la misma figura, se representa una plancha en la que se ha abierto un taladro, en las proximidades del agujero, las tensiones ahora son diferentes. Así las tensiones  $\sigma_r$  y  $\tau_{r\theta}$  tienen que ser cero, en toda la superficie del agujero.

Una solución para este caso fue obtenida por primer vez por **Kirsch** en 1.898 **Timoshenko** [13], para un punto **P(R,α)**:

$$\sigma_r'' = \frac{\sigma_x}{2} \cdot \left( 1 - \frac{1}{r^2} \right) + \frac{\sigma_x}{2} \cdot \left( 1 + \frac{3}{r^4} - \frac{4}{r^2} \right) \cdot \cos 2\alpha \quad (24)$$

$$\sigma_\theta'' = \frac{\sigma_x}{2} \cdot \left( 1 + \frac{1}{r^2} \right) - \frac{\sigma_x}{2} \cdot \left( 1 + \frac{3}{r^4} \right) \cdot \cos 2\alpha \quad (25)$$

$$\tau_{r\theta}'' = -\frac{\sigma_x}{2} \cdot \left( 1 - \frac{3}{r^4} + \frac{2}{r^2} \right) \cdot \sin 2\alpha \quad (26)$$

en el cual  $r = \frac{R}{R_0}$  ( $R \geq R_0$ ).

Haciendo la diferencia de las tensiones residuales iniciales y finales, para un punto **P(R,α)**, obtenemos las siguientes expresiones:

$$\Delta \sigma_r = \sigma_r'' - \sigma_{r'} \quad (27)$$

$$\Delta \sigma_\theta = \sigma_\theta'' - \sigma_{\theta'} \quad (28)$$

$$\Delta \tau_{r\theta} = \tau_{r\theta}'' - \tau_{r'\theta} \quad (29)$$

que nos dan la relajación de tensiones debida al taladro. Sustituyendo las ecuaciones (21), (22) y (23), y las ecuaciones (24), (25) y (26) en las (27), (28) y (29), se obtienen las expresiones que reflejan la liberación de tensiones. Considerando que el material que compone la placa sea homogéneo e isótropo, en las propiedades mecánicas, y elástico lineal, en su comportamiento de tensión deformación, podemos sustituir las ecuaciones en la ley de **Hooke** biaxial para obtener la deformación liberada en un punto **P(R, α)**, dando las siguientes expresiones resultantes:

$$\varepsilon_r = \frac{-\sigma_x \cdot (1+\nu)}{2 \cdot E} \cdot \left[ \frac{1}{r^2} - \frac{3}{r^4} \cdot \cos 2\alpha + \frac{4}{r^2 \cdot (1+\nu)} \cdot \cos 2\alpha \right] \quad (30)$$

$$\varepsilon_\theta = \frac{-\sigma_x \cdot (1+\nu)}{2 \cdot E} \cdot \left[ -\frac{1}{r^2} + \frac{3}{r^4} \cdot \cos 2\alpha - \frac{4\nu}{r^2 \cdot (1+\nu)} \cdot \cos 2\alpha \right] \quad (31)$$

Estas ecuaciones pueden expresarse de modo más simple, introduciendo los coeficientes A,B,C, dados por las ecuaciones (34),(35),(36), y teniendo en cuenta que, a lo largo del círculo, en cualquier radio R ( $R > R_0$ ) las deformaciones radiales y tangenciales pueden variar de forma senoidal, lo que queda representado por las ecuaciones (30) y (31), que pueden escribirse como:

$$\varepsilon_r = \sigma_x \cdot (A + B \cdot \cos 2\alpha) \quad (32)$$

$$\varepsilon_\theta = \sigma_x \cdot (-A + C \cdot \cos 2\alpha) \quad (33)$$

Comparando las ecuaciones (32) y (33) con las (30) y (31), los coeficientes A, B y C valen:

$$A = -\frac{1+\nu}{2 \cdot E} \cdot \left[ \frac{1}{r^2} \right] \quad (34)$$

$$B = -\frac{1+\nu}{2 \cdot E} \cdot \left[ \left( \frac{4}{1+\nu} \right) \cdot \frac{1}{r^2} - \frac{3}{r^4} \right] \quad (35)$$

$$C = -\frac{1+\nu}{2 \cdot E} \cdot \left[ -\left( \frac{4 \cdot \nu}{1+\nu} \right) \cdot \frac{1}{r^2} + \frac{3}{r^4} \right] \quad (36)$$

Así, las deformaciones liberadas varían también de una forma compleja con la distancia desde la superficie del agujero. Esta variación queda representada en la **Fig. 16**, donde las deformaciones se representan a lo largo de los ejes principales. Como se observa, las deformaciones liberadas decrecen a medida que nos alejamos de la superficie del agujero.

Por ello, es importante que la señal de la galga esté lo más próxima a la superficie del agujero, a fin de maximizar (*Render & Perry* [14]).



De todas formas, conforme la norma A.S.T.M. E837-85 [15], la relación  $r = R/R_0$  deberá estar comprendida  $2,5 < r < 3,4$ . Como se observa en la **Fig. 16**, para  $\alpha = 0$ , a lo largo de los ejes de las tensiones principales, la deformación liberada  $\varepsilon_r$  es superior a las tensiones liberadas  $\varepsilon_\theta$ , es por ello por lo que las rosetas comerciales están orientadas con las galgas hacia  $\varepsilon_r$ . Las deformaciones son de signo opuesto a las tensiones, ya que A y B, en las ecuaciones (32) y (33), son negativos y  $\cos 2 \alpha = 1$ .

Cuando las tensiones son biradiales, puede utilizarse el principio de superposición, que es aplicable en los materiales que tienen un comportamiento elástico-lineal. Así, valorando en la **Fig. 15** las tensiones en la dirección del eje y habría que sustituir  $\cos(2 \alpha)$  por  $\cos 2(\alpha + 90) = -\cos 2 \alpha$ .

Entonces, la deformación radial liberada en un punto  $P(R, \alpha)$ , debido a tensiones residuales, sólo en la dirección y, puede escribirse:

$$\mathcal{E}_{\frac{y}{r}} = \sigma_y \cdot (A - B \cdot \cos 2 \alpha) \quad (37)$$

que, empleando la notación de las ecuaciones (32) y (33), se convierte en:

$$\mathcal{E}_{\frac{x}{r}} = \sigma_x \cdot (A + B \cdot \cos 2 \alpha) \quad (38)$$

Cuando ambas tensiones están presentes, simultáneamente, podemos escribir las deformaciones liberadas como:

$$\varepsilon_r = \sigma_x \cdot (A + B \cdot \cos 2 \alpha) + \sigma_y \cdot (A - B \cdot \cos 2 \alpha) \quad (39)$$

que también, se puede poner como:

$$\varepsilon_r = A \cdot (\sigma_x + \sigma_y) + B \cdot (\sigma_x - \sigma_y) \cdot \cos 2 \alpha \quad (40)$$

Para resolver la ecuación (40), se requieren tres medidas para formar un sistema de ecuaciones.

El procedimiento normal es montar un sistema de galgas, que forman una roseta alrededor del agujero, antes de perforarse. La roseta se representa en la **Fig. 17**.

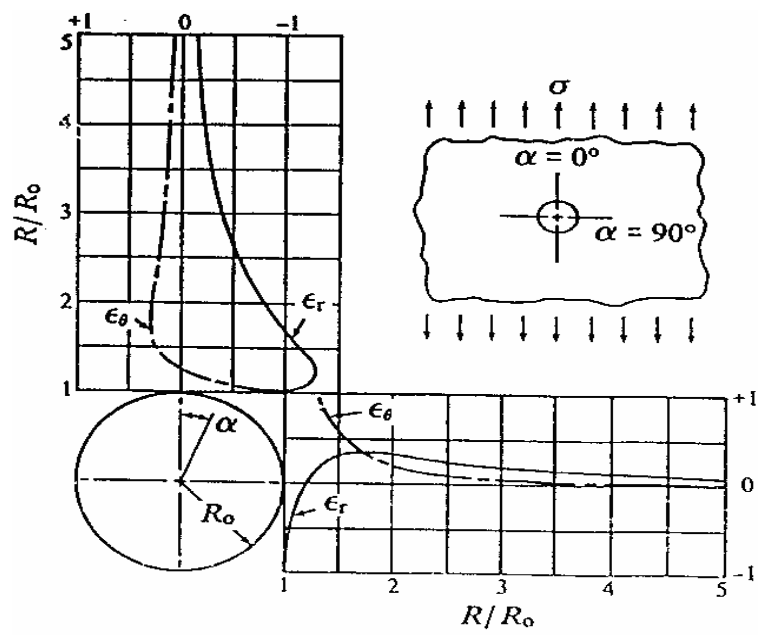


Fig. 16 Variaciones de deformaciones radiales y tangenciales con la distancia al centro del agujero. Tensiones residuales uniaxiales.

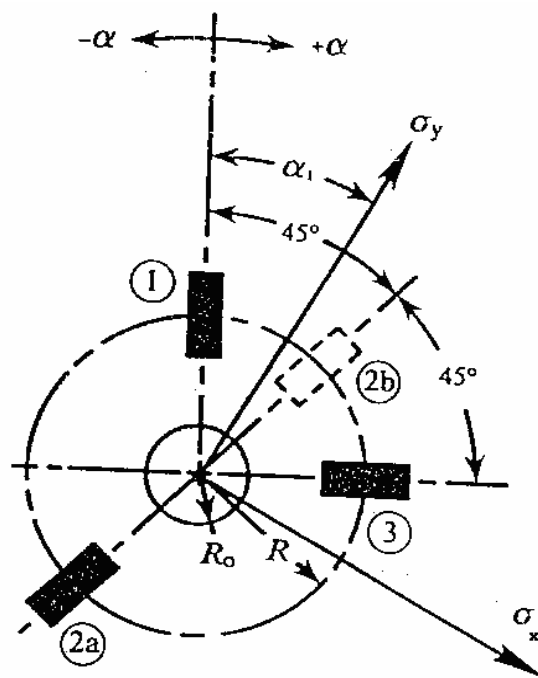


Fig. 17 Dibujo Roseta. Geometría de la galga.

Así, conforme la disposición de la galga, la ecuación (40) puede ahora ser escrita tres veces, una para cada galga de la roseta, como:

$$\varepsilon_1 = A \cdot (\sigma_x + \sigma_y) + B \cdot (\sigma_x - \sigma_y) \cdot \cos 2 \alpha \quad (41)$$

$$\varepsilon_2 = A \cdot (\sigma_x + \sigma_y) + B \cdot (\sigma_x - \sigma_y) \cdot \cos 2(\alpha + 45^\circ) \quad (42)$$

$$\varepsilon_3 = A \cdot (\sigma_x + \sigma_y) + B \cdot (\sigma_x - \sigma_y) \cdot \cos 2(\alpha + 90^\circ) \quad (43)$$

Ecuaciones que, cuando son resueltas, nos dan:

$$\sigma_{max} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4 \cdot A} - \frac{\sqrt{2}}{4 \cdot B} \cdot \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2} \quad (44)$$

$$\sigma_{min} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4 \cdot A} + \frac{\sqrt{2}}{4 \cdot B} \cdot \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2} \quad (45)$$

$$\tan 2 \alpha = \frac{\varepsilon_1 - 2 \cdot \varepsilon_2 + \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3} \quad (46)$$

Siendo  $\alpha$ , el ángulo más próximo al eje de la galga 1 (**Fig. 17**).

A las ecuaciones (44), (45) y (46) se aplican las siguientes reglas:

$$\varepsilon_3 > \varepsilon_1 \Rightarrow \alpha \text{ se refiere a } \sigma_{max}$$

$$\varepsilon_3 < \varepsilon_1 \Rightarrow \alpha \text{ se refiere a } \sigma_{min}$$

$$\varepsilon_3 = \varepsilon_1 \Rightarrow \alpha = \pm 45^\circ$$

$$\varepsilon_2 < \varepsilon_1 \Rightarrow \sigma_{max} \text{ a } 45^\circ$$

$$\varepsilon_2 > \varepsilon_1 \Rightarrow \sigma_{max} \text{ a } -45^\circ$$

### 2.6.3 Método de cálculo del agujero ciego:

Los investigadores **Rendler** y **Vigness** [16] han demostrado que las ecuaciones deducidas para el agujero pasante, pueden ser utilizadas para el agujero ciego, pues la teoría de la elasticidad no dispone de soluciones exactas para resolver el complejo estado de tensiones locales, que el método del agujero ciego introduce en un campo de tensiones planas, en el que nuestros cálculos se mueven. Las deformaciones liberadas, debido al agujero ciego, varían senoidalmente en círculos concéntricos al agujero, según la función que viene expresada por las ecuaciones: (41), (42) y (43). Estas ecuaciones, así como las (44), (45) y (46), pueden ser utilizadas y son igualmente aplicables al método del agujero ciego, cuando se utilizan unos coeficientes **A** y **B** adecuados. El método del agujero ciego requiere el cálculo de dichos coeficientes en función de  $Z/D_0$ , y pueden expresarse como sigue:

$$A = f_a(E, \nu, r, Z/D_0) \quad (47)$$

$$B = f_b(E, \nu, r, Z/D_0) \quad (48)$$

Para un diámetro de agujero determinado, fijado un estado de tensiones residuales, las deformaciones liberadas aumentan con las profundidades. Este proceso continua hasta que el agujero es igual a su diámetro o algo superior; con el fin de maximizar la señal de las deformaciones en las galgas se profundiza a  $Z/D_0 = 1$ , según ASTM E837-85 especifica, hasta un valor máximo de  $Z/D_0 = 1,2$ . Así en la **Fig. 18**, se representa la variación de las deformaciones liberadas, donde se ha normalizado  $Z/D_0 = 1$  como 100%. Esta figura representa la relación de  $D/D_0$ , siendo **D** el diámetro de la galga y **D<sub>0</sub>**, el diámetro del agujero. Estas curvas, que resumen los resultados de los tres investigadores (**Fig. 18**), varían para valores  $2,5 < D/D_0 < 3,4$ , y son para tensiones uniaxiales, uniformes en probetas que son consideradas gruesas comparadas con el máximo espesor del agujero. Los trabajos de **Rendler** y **Vigness** [16] demostraron que para cualquier material dado, los valores **E**, **ν** y los coeficientes **A** y **B**, son simplemente funciones geométricas y, consecuentemente aplicables, para todos los casos geoméricamente similares. Esto significa que una vez que los coeficientes son determinados para una roseta configurada, el tamaño de éstas, puede ser ajustado en la medida que la profundidad del agujero y el diámetro sean ajustables. **Schajer** [17] introdujo dos nuevos coeficientes:

$$a = \frac{2 \cdot E \cdot A}{I + \nu} \quad (49)$$

$$b = 2 \cdot E \cdot B \quad (50)$$

Este mismo investigador demostró, con un cálculo por elementos finitos, que **a** y **b** varían menos del 2%, para un cambio del coeficiente de *Poisson's* entre 0,25 a 0,35.

En la **Fig. 20**, se representan las gráficas que nos permiten calcular los coeficientes **a** y **b**, en el caso de deformación uniforme  $Z/D_0 = 1,2$ . Partiendo de ellos, los coeficientes **A** y **B**, y de aquí las tensiones residuales, según las ecuaciones (44) y (45):

$$A = - \frac{1 + \nu}{2 \cdot E} \cdot a \quad (51)$$

$$B = - \frac{1}{2 \cdot E} \cdot b \quad (52)$$

La norma ASTM E837-85 recomienda perforar la placa en pequeños elementos de profundidad (127  $\mu\text{m}$ ), midiendo las deformaciones producidas en cada incremento de profundidad. Así, es posible juzgar si los datos obtenidos para las tensiones residuales son proporcionales a la profundidad, y considerar si son válidos los coeficientes **a** y **b**.

Aunque no existe un criterio absoluto de validez, en la uniformidad de las tensiones residuales con la profundidad desde la superficie, existen dos métodos, que pueden ayudar a detectar la no conformidad de las tensiones con respecto a la profundidad del agujero. El primero consiste en medir las deformaciones liberadas por cada galga de la roseta, y llevándolo al gráfico de la **Fig. 18**, observar si se encuentran dentro de la banda de dispersión esperada. Si no caen razonablemente dentro de esa banda, se puede pensar que la distribución de tensiones, conforme la profundidad, no es uniforme y, consecuentemente, la poca fiabilidad de los datos.

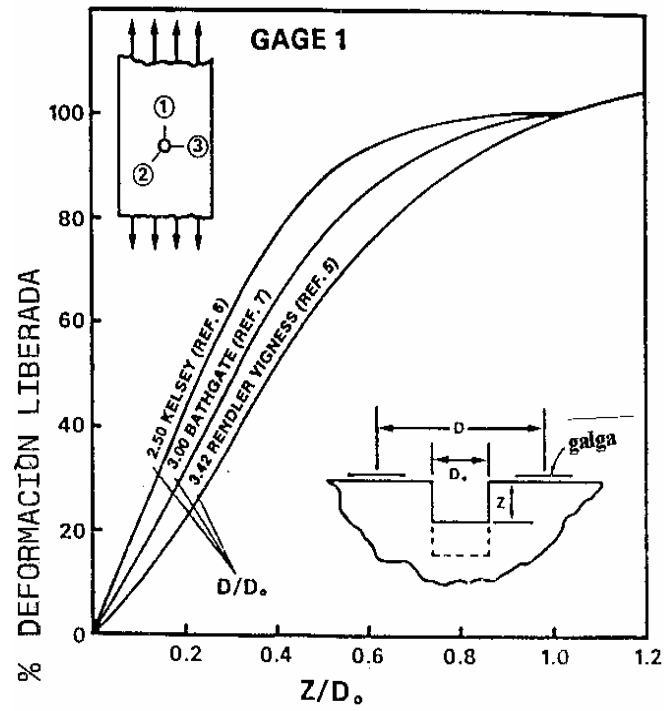


Fig. 18 Deformación liberada con respecto a la realización  $Z/D_0$ .

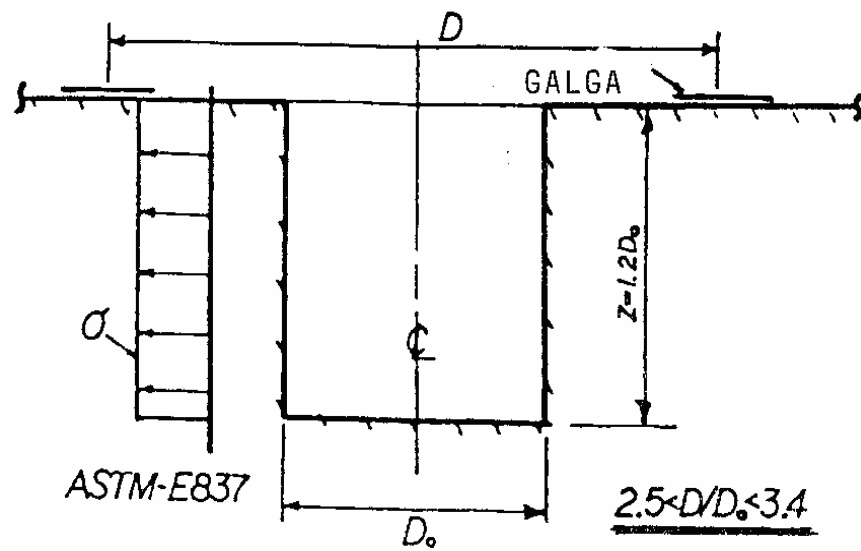


Fig. 19 Caso agujero ciego, norma ASTM-837. Deformación uniforme.

(b) UM ROSETTE

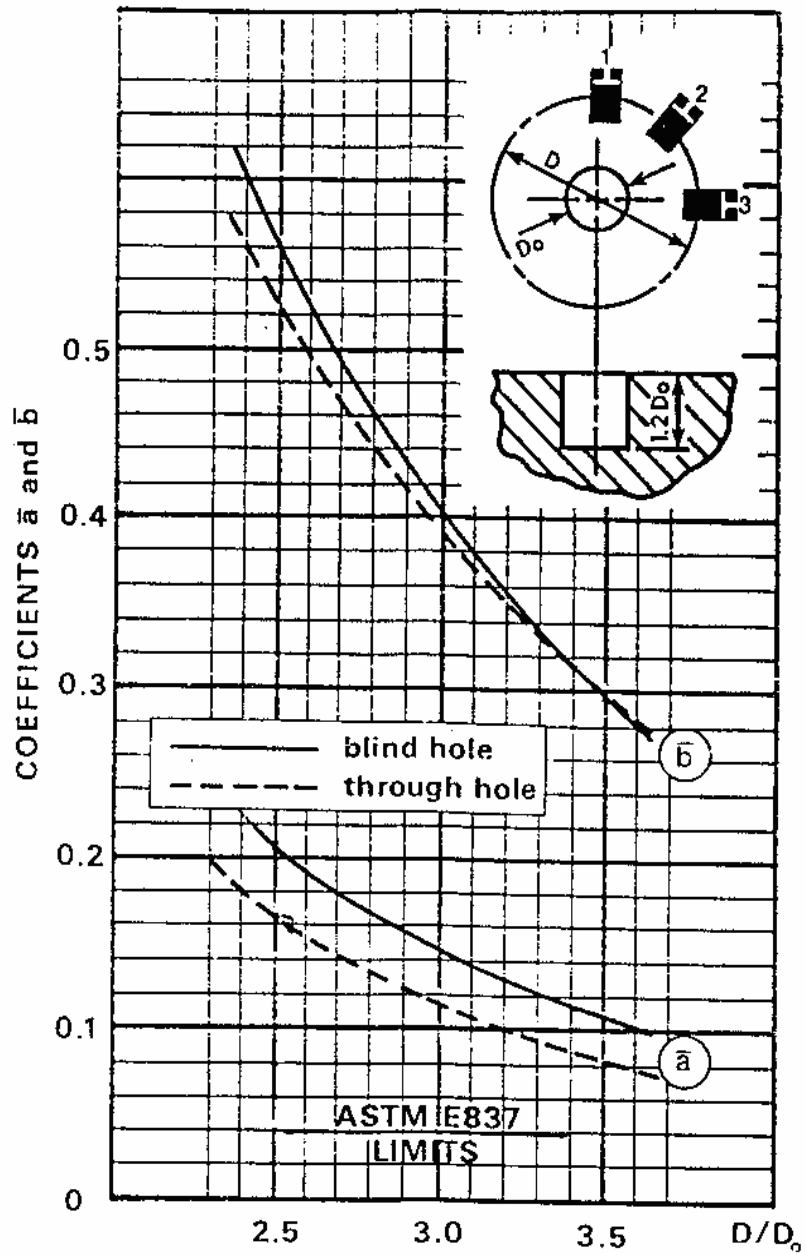


Fig. 20 Deducción de los coeficientes  $\bar{a}$  y  $\bar{b}$  en función de la relación diámetro agujero a diámetro galga. ASTM E 837.

Otro análisis puede reforzar el anterior, haciendo para cada profundidad el cálculo de las tensiones principales uniformes equivalentes, que podría definirse como aquella magnitud que uniformemente distribuida, produciría la misma deformación liberada total en cualquier profundidad, que la medida durante la perforación del orificio. Para el cálculo de las tensiones uniformes equivalentes, en cada incremento de profundidad, los coeficientes **a** y **b**, que son función de la profundidad del agujero, deben conocerse. Estos coeficientes fueron calculados por *Schajer*, por elementos finitos. Estos valores de **a** y **b** están representados en la gráfica de la **Fig. 21**, para un valor determinado de  $D/D_0$  y  $Z/Z_0$ . De aquí se obtienen los coeficientes **a** y **b** que, introducidos en las ecuaciones (51), (52) y (53), nos darán las tensiones residuales principales equivalentes. Cuando las tensiones residuales varían con la profundidad, las tensiones calculadas con los coeficientes utilizados en la **Fig. 21**, por supuesto, no representan la tensión residual actual, sino la tensión uniforme equivalente de la superficie, a la profundidad **Z**, que produciría la misma deformación liberada, a esa profundidad. Para el primer incremento de profundidad, la deformación uniforme equivalente es la mejor estimación disponible de la tensión media actual en esa capa. Las siguientes capas son siempre, cuantitativamente, de menor confianza.

Conforme la norma ASTM E837-85, la representación de las tensiones residuales, cuando estas son uniformes en toda la profundidad del agujero, queda representada por la **Fig. 19**.

Siendo la relación de la profundidad al diámetro del agujero  $Z/D_0 = 1,2$ , y para valores de  $D/D_0$  comprendidos entre:  $2,5 < D/D_0 < 3,4$ , las curvas para **a** y **b** (**Fig. 20**), se obtienen numérica y experimentalmente. Al final, la expresión de las tensiones residuales, máxima y mínima, viene dada por:

$$\sigma_{max/min} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4 \cdot A} \pm \frac{\sqrt{2}}{4 \cdot B} \cdot \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2} \quad (53)$$

Siendo **A** el valor obtenido de la ecuación (51), y **B** de la ecuación (52).



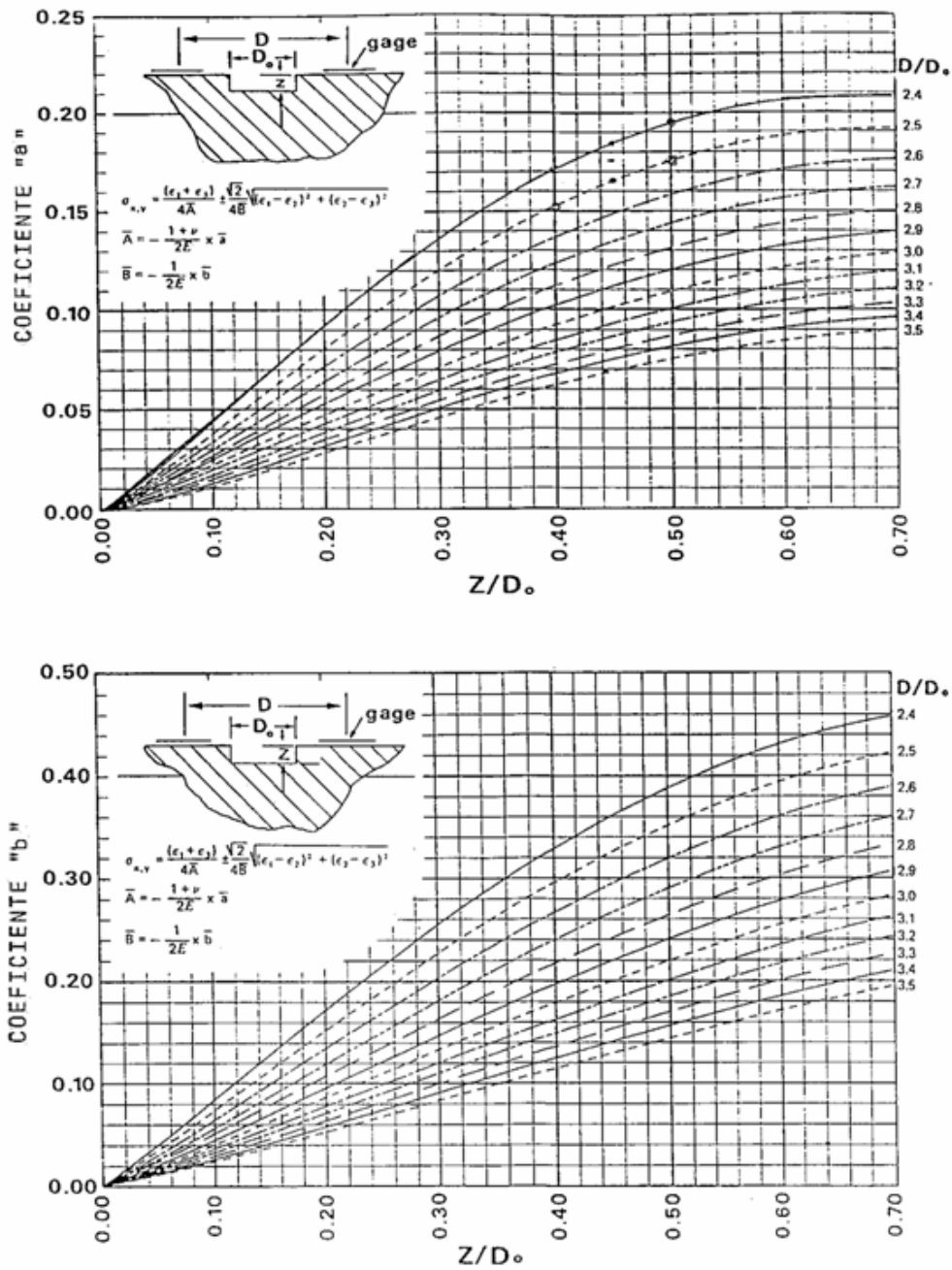


Fig. 21 Deducción coeficientes a y b para rosetas RE y RK en función de la profundidad y del diámetro del agujero. Coeficientes según estudios de SCHAJER por cálculo de elementos finitos para cálculo de tensiones uniformes equivalentes.

### EFFECTO DE DISTRIBUCIÓN NO UNIFORME DE TENSIONES:

Cuando la distribución de tensiones no es uniforme, se usa el método incremental (**Fig. 22**), según los siguientes pasos:

- a) Calcular **a** y **b** a partir de la **Fig. 21**, para cada profundidad.
- b) Calcular los coeficientes **A** y **B**, a partir de **a** y **b**.
- c) Calcular la tensión uniforme equivalente, para cada profundidad.
- d) Calcular la distribución de tensiones incremental.

#### **2.6.4 Tensiones residuales generadas por la soldadura:**

La distribución típica de tensiones residuales, tanto transversales como longitudinales, se encuentra representada en las **Figs. 23 y 24**.

Dependiendo de que exista una contracción, impedida o no, estas tensiones residuales pueden variar de intensidad. Las tensiones residuales de mayor importancia son aquellas paralelas al eje de soldadura, designadas por  $\sigma_x$  y las transversales por  $\sigma_y$ .

A una distancia varias veces el ancho del cordón de soldadura, estas tensiones se hacen cero. A mayor distancia, las tensiones se vuelven de compresión. Las tensiones podemos distribuirlas en base a tres parámetros:

- Máxima tensión en el eje de soldadura  $\sigma_m$ .
- El ancho de la zona de tensiones residuales de tracción, **b**.
- **Y**, distancia desde el eje de soldadura a un punto perpendicular a dicho eje, es decir un punto de la ZAC.

## EFECTO DE LA DISTRIBUCION NO UNIFORME DE TENSIONES

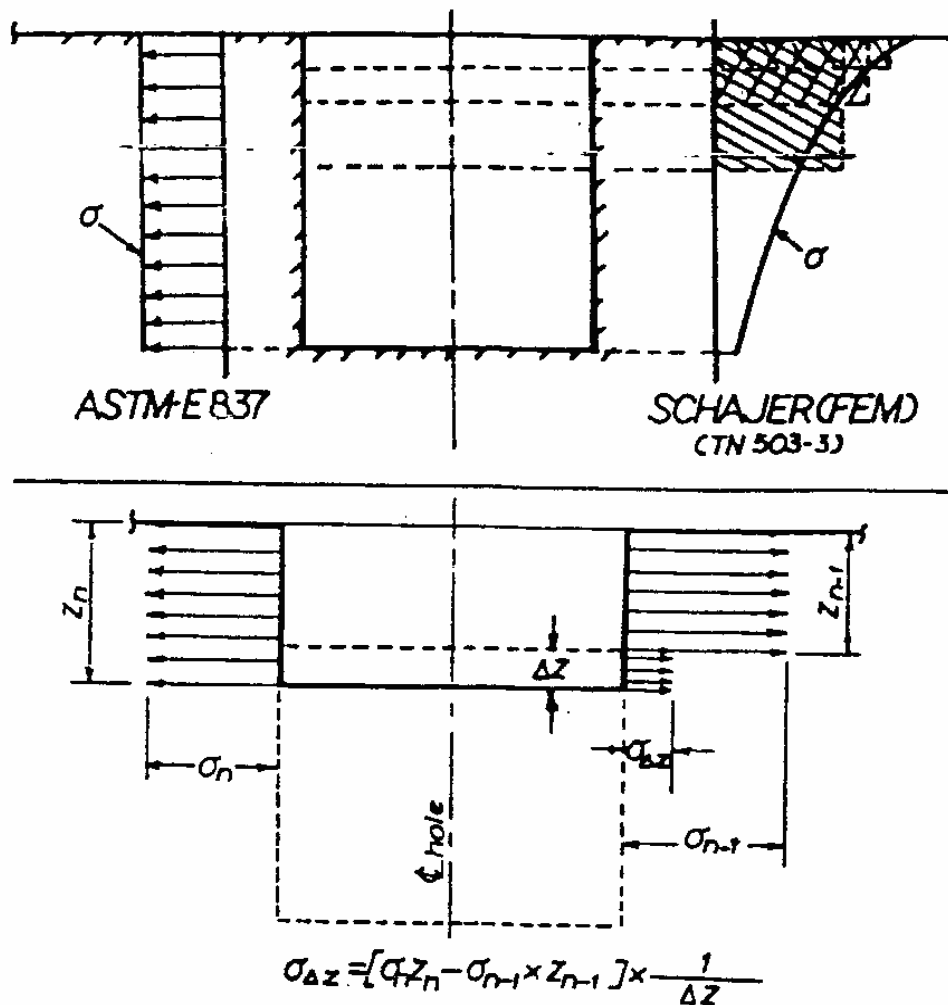


Fig. 22 Distribución de tensiones no uniformes conforme a su profundidad. ASTM-837.

**\*EN CASO DE QUE LA DISTRIBUCIÓN SEA NO UNIFORME ES MEJOR USAR EL MÉTODO INCREMENTAL.**

- CALCULAR a y b a partir de tablas para cada profundidad
- CALCULAR A y B a partir de a y b
- CALCULAR LA TENSIÓN UNIFORME EQUIVALENTE PARA CADA PROFUNDIDAD
- CALCULAR LA DISTRIBUCIÓN DE TENSIONES INCREMENTAL

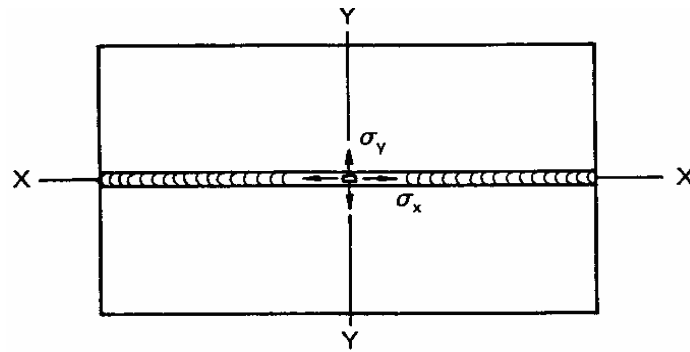


Fig. 23 Soldadura a tope.

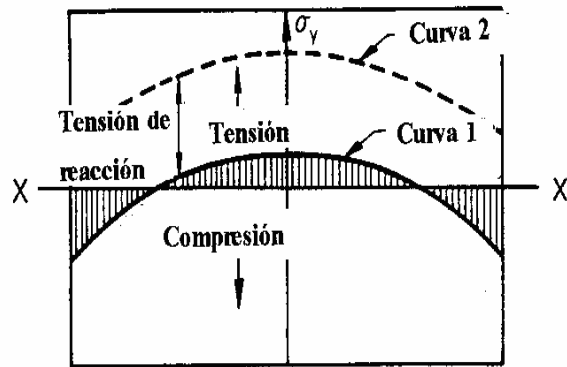


Fig. 24-B Distribución de  $\sigma_y$  a lo largo de XX.

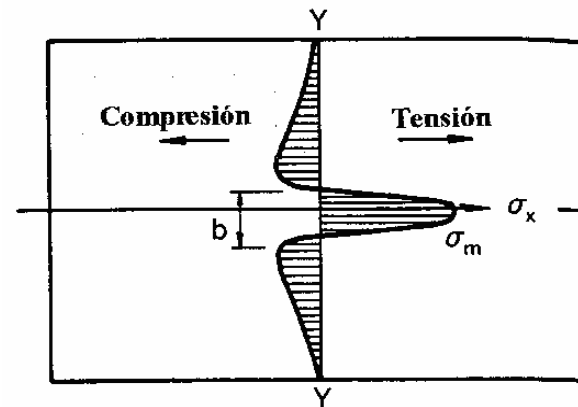


Fig. 24-A Distribución  $\sigma_x$  a lo largo de YY.

$\sigma_m$  en los aceros al carbono, es del orden del límite elástico. La distribución longitudinal de tensiones se puede aproximar por la siguiente ecuación, según *Uhlig* [18]:

$$\sigma_x(y) = \sigma_m \cdot \left( 1 - \left( \frac{y}{b} \right)^2 \right) \cdot \exp \left( - \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{y}{b} \right)^2 \right) \quad (54)$$

Esta representación se hace en la **Fig. 25**, donde también se anotan los valores experimentales en el proceso S.A.W. Su ajuste se comenta en el apart. III, cap. 3.3.8.

Las tensiones residuales de tracción máximas se producen en la mitad de la sección de la unión soldada.

### **2.6.5 Consideraciones sobre la importancia de las tensiones residuales en estructuras soldadas a tope y sometidas a una carga externa:**

Como resumen podemos enunciar:

- 1) El efecto de las tensiones residuales de soldadura, en la ejecución de estructuras soldadas, es significativo, solamente, cuando ocurre bajo tensiones aplicadas bajas, tales como fractura frágil por fatiga y fisuras de corrosión bajo tensión.
- 2) Conforme la tensión aplicada se incrementa, el efecto de las tensiones residuales decrece.
- 3) El efecto de la tensión residual disminuye, después de carga repetida.
- 4) El efecto de la tensión residual es despreciable en estructuras soldadas, sometidas a tensiones residuales superiores al límite elástico.

La resistencia a la fractura de los aceros al carbono depende de unos factores que pasamos a comentar:

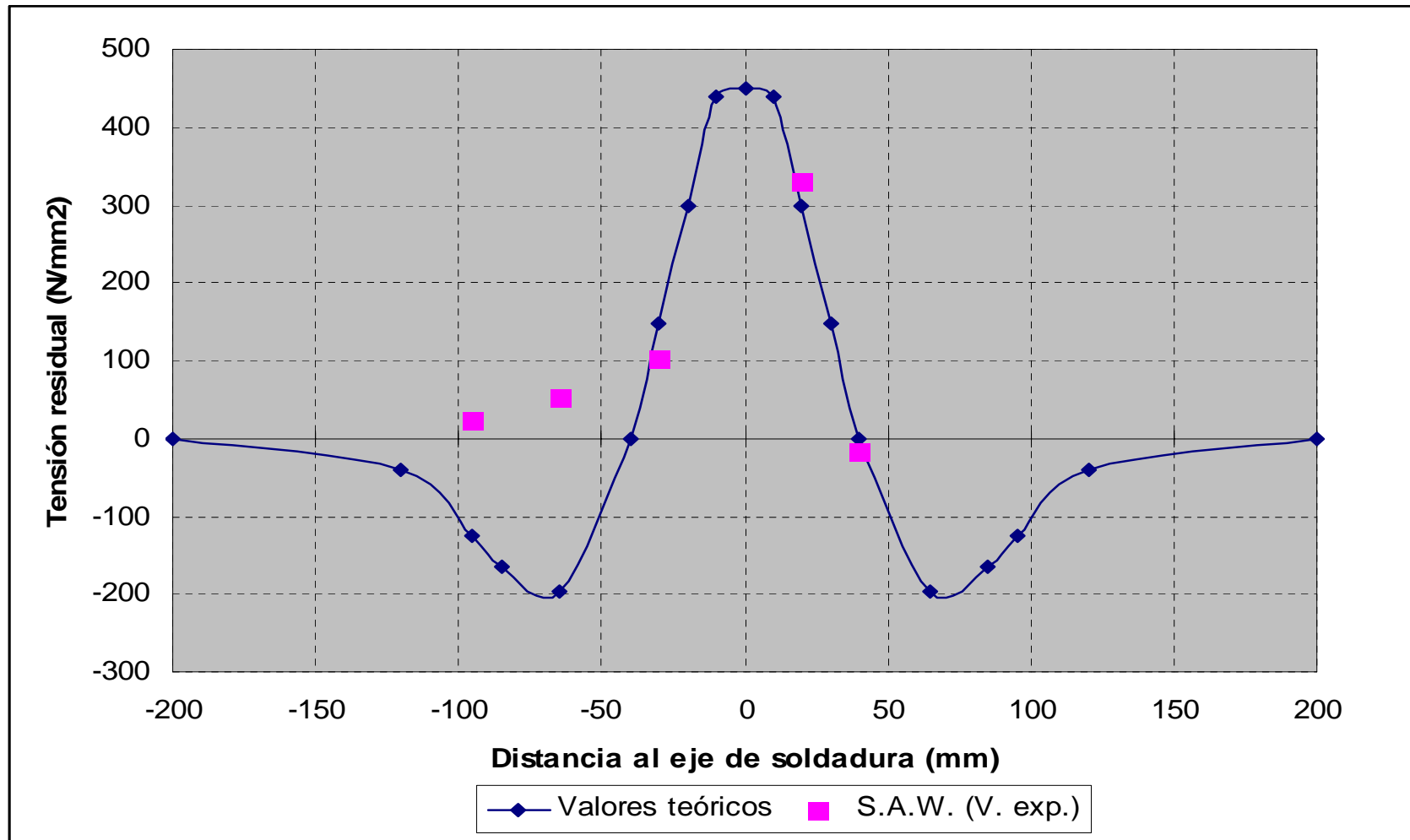


Fig. 25 Tensiones residuales Teóricas / Experimentales (S.A.W.).

- \* Si la probeta, no tiene entalla afilada, la fractura ocurrirá a la carga de rotura del material. Que, en la **Fig. 26**, queda representada por PQR [19] *Kihara, H. and Hasubuchi*.
- \* Si la probeta tiene entalla con bordes afilados, aunque no tensiones residuales, la fractura ocurrirá dentro de las tensiones aplicadas, que en la figura viene representada por la región PQST.
- \* También la temperatura de transición, como es lógico, tiene su influencia en la fractura, que se manifiesta de la siguiente forma:
  - 1) Cuando la fractura de la probeta ocurre a una temperatura mayor que la temperatura de transición  $T_f$ , la fractura de alta energía tipo cortante ocurre a altos niveles de tensión aplicada.
  - 2) Cuando la temperatura de la probeta, en el ensayo, se encuentra por debajo de la temperatura de transición  $T_f$ , la fractura en su rotura presenta una apariencia de baja energía o clivaje. Como vemos en la **Fig. 26**, las tensiones aplicadas de fractura se aproximan al límite elástico. Cuando la entalla sea localizada en una zona donde las tensiones residuales son altas, se pueden distinguir los siguientes casos:
    - 1) Si la temperatura se encuentra por encima de la temperatura de transición, siendo esta  $T_f$ , que las tensiones aplicadas, causantes de la fractura, están en el nivel correspondiente a la carga de rotura, en cuyo caso, las tensiones residuales no tienen ninguna influencia (ver PQR en **Fig. 26**).
    - 2) Cuando la temperatura se encuentra por debajo de la de transición y, no obstante, es superior a la temperatura  $T_a$ , por debajo de la cual la grieta se propaga, la grieta puede iniciarse a baja tensión pero no se propagará.
    - 3) Cuando la temperatura es inferior a  $T_a$ , a la cual la grieta se propaga, dependiendo del nivel de tensión a la cual la estructura se encuentra sometida, pueden ocurrir los siguientes casos:

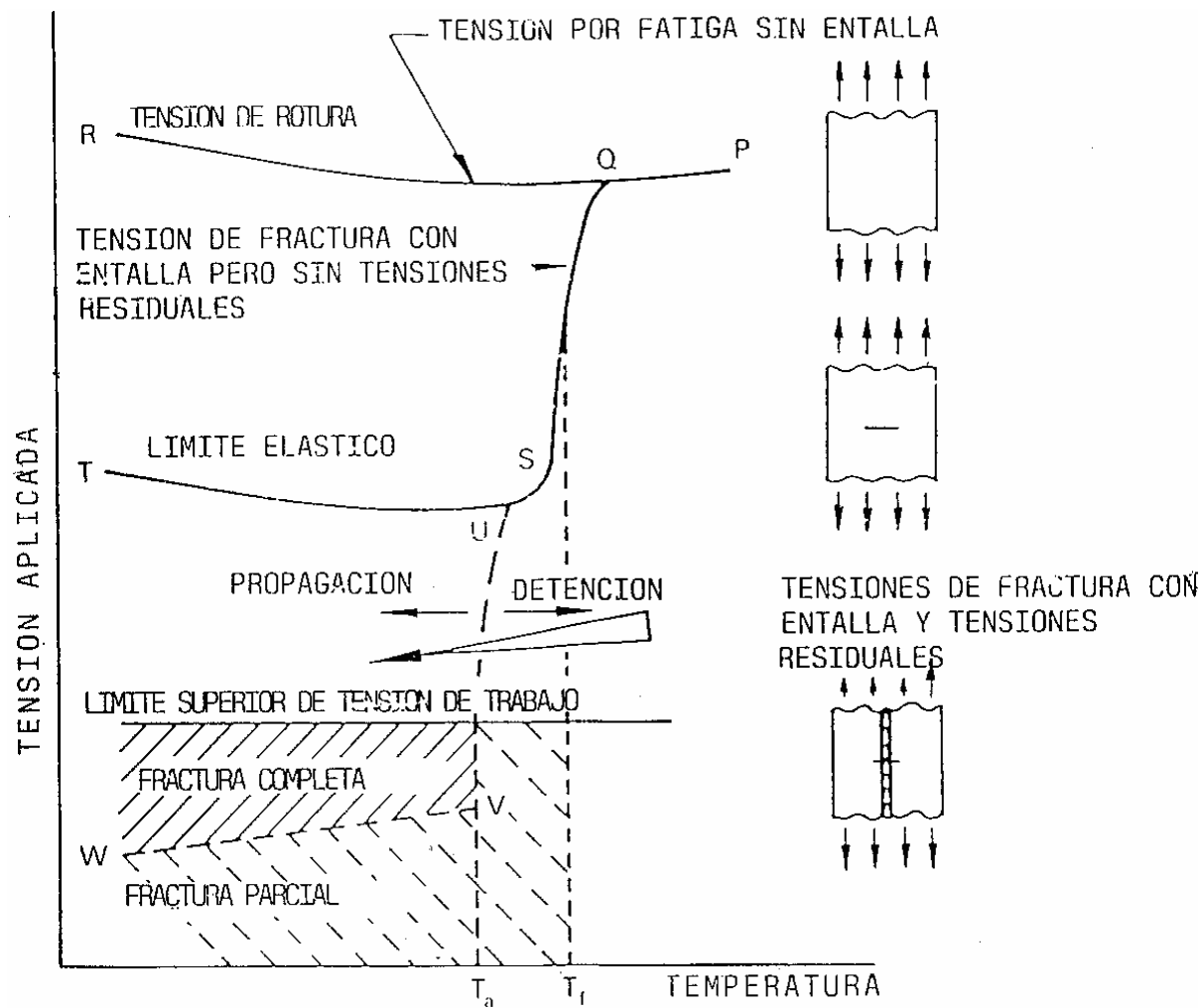


Fig. 26 Efecto de la entalla, temperatura y tensiones en la resiliencia a la fatiga. H. KIHARA y HASUBUCHI [19].



- Que la tensión sea inferior a la tensión crítica, en cuyo caso la grieta se iniciará pero no se propagará y, si lo hace, tendrá muy poco recorrido. Ver **Fig. 26**, segmento VW.
- Que la tensión sea superior a la tensión crítica, por encima de VW, la fractura ocurrirá completamente.

Del comportamiento de las probetas anteriormente analizadas, en diferentes situaciones, se puede deducir como sigue **Kihara H. and Fujita** [20]:

*Una fractura inestable puede producirse en una estructura con pequeñas grietas que, de no existir las tensiones residuales, no se producirían.*

También tenemos que resaltar la importancia del signo de las tensiones, ya que cuando estas no existen, o son tensiones residuales de compresión, no hay una contribución a intensificar las tensiones en el extremo de discontinuidad de la grieta. Por el contrario, si las tensiones residuales son tensiones de tracción, estas se añadirán a las tensiones aplicadas, para aumentar la intensidad de la tensión en el extremo de discontinuidad de la grieta. Como consecuencia, la intensidad de la tensión incrementada puede causar que un defecto se convierta en fisura, y esta se extienda, hasta que su extremo esté fuera de la región de las tensiones residuales; una vez llegado a esta situación, puede ocurrir que la grieta se detenga o continúe. Esto dependerá de la intensidad de la tensión y la longitud de la grieta [21].

De lo anterior, se deduce que la tensión residual se encuentra localizada en diferentes puntos de la estructura soldada y, solamente, contribuye a la formación de la fractura, dentro del campo de las tensiones residuales. De aquí, la importancia de su localización e intensidad para el estudio de su contribución a la fractura.

### **III. TRABAJO EXPERIMENTAL.**



### 3.1 Ciclos Térmicos. Ensayos en Cámara de Soldadura.

#### 3.1.1 Análisis del Ciclo Térmico, partiendo del Modelo Matemático de la ecuación de *Rosenthal*.

En el apartado *II Fundamentos teóricos*, capítulo 2.5, se ha presentado la solución de la ecuación de *Rosenthal*, que nos ayudará a determinar los cambios microestructurales, estudiar los productos de transformación en conjunción con las curvas CCT (Continue Cooling Transformation) de nuestro acero, así como analizar las tensiones residuales; todo ello en relación con la temperatura pico alcanzada y velocidad de enfriamiento  $t_{8/5}$ , que el ciclo térmico produce sobre la ZAC (zona afectada por el calor).

Para poder determinar estos efectos, nos basamos en las ecuaciones (7), (8), (9) y (10) (apartado *II Fundamentos teóricos*, capítulo 2.5), que nos permiten determinar, para los parámetros de soldadura en el proceso S.A.W., que se ha utilizado en la construcción de las probetas objeto de nuestro estudio, un completo análisis del ciclo térmico, tanto para la aplicación puntual del calor, según la ecuación (7) para chapa gruesa y (8) para chapa fina, como para una aplicación del calor de forma instantánea, según las ecuaciones (9), para chapa gruesa, y (10) para chapa fina.

Para determinar la ZAC, sobre todo cuando no es fácil de estimar visualmente, y para aquellos ensayos llevados a cabo en cámara de soldadura, *Easterling* [22] para distribución de temperatura en el metal base, nos da las expresiones que siguen, en el caso de una soldadura a tope, en una sola pasada y penetración completa:

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{4,13 \rho C dy}{H_{met}} + \frac{1}{T_m - T_0} \quad (1)$$

Donde:

$T_p$  = temperatura pico (°C), a una distancia,  $y$  (mm) del extremo o contorno (esta ecuación de temperatura máxima solo es aplicable para puntos situados en la ZAC, y no a puntos situados en el (WM) metal de soldadura).

$H_{met}$  = energía aportada por la soldadura (J/mm).

$T_0$  = temperatura inicial de la chapa (°C).

$T_m$  = temperatura de fusión (°C) del acero.

$\rho$  = densidad del material (g/mm<sup>3</sup>).

$C$  = calor específico del metal sólido (J/g °C).

$d$  = espesor de la chapa a soldar (mm).

$y$  = distancia desde LF de la región que forma la ZAC (mm).

También es conveniente valorar la velocidad de enfriamiento en el ECS, en el momento en el que el metal está a una temperatura de interés  $T_c$  (temperatura crítica). Esta temperatura para los aceros al carbono, y de baja aleación, se puede considerar próxima, para la mayoría de los aceros, a 550 °C.

Para determinar si se aplica la expresión correspondiente a chapa gruesa o chapa fina, se utiliza:

$$r = d \sqrt{\left( \rho C \frac{(T_c - T_0)}{H_{met}} \right)} \quad (2)$$

que, para valores:

$r \geq 0,9 \Rightarrow$  placas gruesas.

$r < 0,9 \Rightarrow$  para chapas finas.

La expresión que nos da la velocidad de enfriamiento en el ECS, viene dada por:

- Para chapa fina:

$$R = 2\pi\lambda\rho C \left( \frac{d}{H_{met}} \right)^2 (T_c - T_0)^3 \quad (3)$$

-Para chapa gruesa:

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{H_{met}} \quad (4)$$

donde:

$R$  = velocidad de enfriamiento ( $^{\circ}\text{C/s}$ ).

$\lambda$  = conductividad térmica ( $\text{J/m s } ^{\circ}\text{C}$ ).

$d$  = espesor de la chapa (mm).

De estas expresiones se obtiene la distribución de las temperaturas teóricas.

Conforme la ecuación de **Rosenthal**, la distribución de las temperaturas, para chapas finas y gruesas, viene dada por las propiedades físicas aplicables para el acero al carbono; la distribución de temperatura, aparece en la **Fig. 1**.

En el ciclo térmico se pueden hacer las siguientes consideraciones:

- \* El flujo de calor en la dirección de la soldadura es pequeño, comparado con la dirección perpendicular a la soldadura.
- \* El ciclo térmico, para un punto dado del metal base, viene dado por un diagrama de temperatura-tiempo. Experimentalmente, se demuestra que el tiempo de enfriamiento,  $\Delta t_{8/5}$ , es constante, para un ciclo térmico en un proceso determinado de soldadura, y un material y geometría de soldadura determinada, al menos dentro de la ZAC; es decir:

$$\frac{q}{v} = \frac{1}{\Delta t_{8/5}} = \text{constante}$$

La temperatura de  $800^{\circ}\text{C}$ , para el acero, es importante, ya que en torno a ella se encuentra el punto de transformación  $A_3$ , donde el hierro  $\gamma$  pasa a hierro  $\alpha$ , también la temperatura de  $500^{\circ}\text{C}$ , es una temperatura de interés o temperatura crítica.

Como ya se ha explicado (cap. 2.5.2, apart. *II Fundamentos teóricos*), la ecuación de **Rosenthal** puede resolverse para placa gruesa y placa fina; para distintos valores de la fuente de calor, tienen las siguientes soluciones:

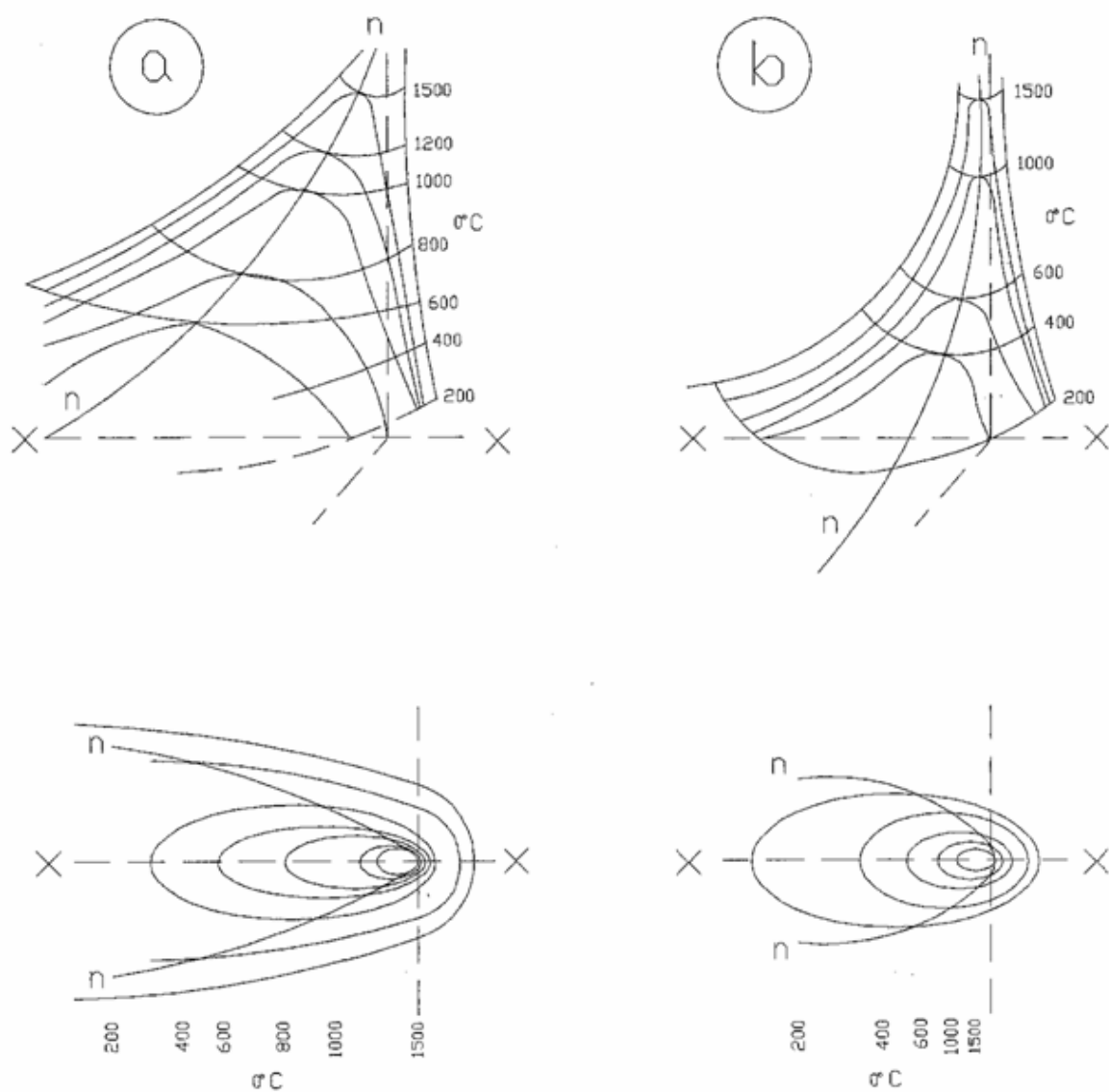


Fig. 1 Distribuciones de temperatura calculada para (a) planchas delgadas y (b) planchas gruesas. El material base es un acero medio. Según Rosenthal.

Placa gruesa y fuente de calor puntual, Ecuación (7) (Apartado *II Fundamentos Teóricos*, Capítulo 2.5.2.):

$$T - T_0 = \frac{q}{2 \pi \lambda} \exp\left(\frac{-v \varepsilon}{2 a}\right) \frac{\exp\left(\frac{-v R}{2 a}\right)}{R}$$

Placa gruesa y fuente de calor instantánea Ecuación (9) (Apartado *II Fundamentos Teóricos*, Capítulo 2.5.2.):

$$T - T_0 = \frac{\frac{q}{v}}{2 \pi \lambda t} \exp\left(-\frac{r^2}{4 a t}\right)$$

Con objeto de establecer una relación temperatura-tiempo para distintos puntos de la ZAC, que nos permita conocer la envolvente térmica (temperatura máxima para cada punto de la ZAC) y tiempo de enfriamiento  $\Delta t_{8/5}$ , se ha preparado un programa de ordenador, que se adjunta en el anexo de este capítulo. Asimismo, el programa verifica el espesor crítico de la chapa  $d'$ , conforme la ecuación (20), determinando si corresponde aplicar los parámetros correspondientes para chapa gruesa o fina. De los procesos de soldadura con los que las probetas usadas en la presente memoria han sido soldadas, se han estudiado el proceso SAW, por ser el más representativo y de mayor aporte calorífico. Con los valores obtenidos con el programa, hemos preparado la **Tabla I**, que nos permite conocer a que distancia de LF (línea de fusión) se encuentra cada región de la ZAC.



Tabla I. Regiones y temperaturas de la ZAC en función de la distancia a la L.F.

TABLA I			
Regiones y temperaturas de la ZAC en función de la distancia a la L.F.			
Temperatura ZAC °C	Región ZAC	Proceso SAW	
		Dist. ECS mm	Dist. L.F. mm
$1.450 < T_p < 1.527$	Grano grueso	8,7	$0 < d < 0,7$
$1.100 < T_p < 1.450$	Crecimiento grano	10,3	$0,7 < d < 2,3$
$910 < T_p < 1.100$	Grano fino	11,3	$2,3 < d < 3,3$
$722 < T_p < 910$	Intercrítica	13	$3,3 < d < 5$
$600 < T_p < 722$	Subcrítica	14,5	$5 < d < 6,5$
500		16,4	8,4

### 3.1.2 Resolución del modelo matemático en la ecuación de *Rosenthal*:

En el anexo de este capítulo, tal como hemos mencionado, se adjunta el programa para aplicación a la solución de la ecuación de *Rosenthal*, aplicable para chapa gruesa y fina, así como los resultados obtenidos para nuestros parámetros de soldadura en el proceso de soldeo SAW, teniendo en cuenta que los resultados obtenidos para una aplicación del calor de forma puntual, que corresponde a un valor exacto de la solución de la ecuación de *Rosenthal*, y para una aplicación instantánea del calor, solución aproximada de la ecuación de *Rosenthal*, no consideran la fuente móvil de calor. Los parámetros y datos que se han introducido en el programa se relacionan a continuación:

#### Chapa gruesa:

##### 1) Proceso SAW:

##### 1.1) Aplicación del calor de forma puntual. Placa de ancho y longitud infinita.

##### 1.1.1) Datos del material:

Difusividad,  $a = 0,911 \times 10^{-1} \text{ cm}^2/\text{s}$ .

Calor específico,  $C = 0,5730 \text{ J/g } ^\circ\text{C}$ .

Densidad,  $\rho = 7,85 \text{ g/cm}^3$ .

Capacidad térmica,  $\rho C = 4,498 \text{ J/cm}^3 \text{ } ^\circ\text{C}$ .

Conductividad,  $\lambda = 0,41 \text{ J/cm s } ^\circ\text{C}$ .

Punto de fusión,  $1.527 \text{ } ^\circ\text{C}$ .

##### 1.1.2) Datos del procedimiento de soldeo:

Intensidad = 700 A.

Voltaje = 30 V.

Velocidad = 0,9 cm/s.

Energía aportada = 2,1 KJ/mm.

Rendimiento = 0,9

Temperatura precalentamiento  $T_0 = 125 \text{ } ^\circ\text{C}$ .

Con estos datos, el programa ha facilitado los resultados que se adjuntan en el listado nº 2 del anexo.

Las distancias dadas en los resultados se refieren al ECS, que teniendo en cuenta la secuencia de los cordones, estará en el baño de fusión a 3,5 mm de LF, aproximadamente.

El tiempo de enfriamiento  $800\text{ }^{\circ}\text{C} - 500\text{ }^{\circ}\text{C}$   $\Delta t_{8/5} = 10\text{ s}$ .

1.2) Aplicación del calor de forma instantánea, en toda la línea de soldadura.

1.2.1) Datos del material:

Especificados en el punto 1.1.1.

1.2.2) Datos del procedimiento de soldeo:

Especificados en el punto 1.1.2.

Los resultados obtenidos se encuentran en el listado nº 1, del anexo.

Estos valores, supuesta una aplicación instantánea de calor, difieren sobre todo en los primeros instantes, después se homogeneizan. No obstante, para una mayor exactitud tomaremos los resultados obtenidos para chapa gruesa, y aplicación puntual del calor, que es la resolución directa de la ecuación de **Rosenthal**.

Aunque, para chapa fina no se aplicará en nuestro caso, ya que los espesores reales son superiores a los críticos, se ha resuelto también la ecuación de **Rosenthal** para esta situación; tanto en aplicación puntual del calor como aplicación del calor de forma instantánea, para el proceso de SAW, el cual ha sido referenciado con el siguiente número:

- SAW (chapa fina y aplicación del calor de forma puntual listado N° 3 del anexo).

### **3.1.3 Simulador de soldadura:**

#### **3.1.3.1 Introducción:**

El simulador de soldadura se usa para verificar, experimentalmente, los resultados obtenidos desde un punto de vista teórico. Asimismo, simular el ciclo térmico es útil en condiciones de laboratorio, para obtener información de los cambios microestructurales de la ZAC [23] . El simulador de soldadura nos permite conocer, de forma sencilla y económica, el comportamiento de un material frente a unos ciclos térmicos no convencionales, como puede ser el que corresponde a un proceso específico de soldadura, ayudando al estudio de la cinética del grano, disolución, y engrosamiento de precipitados, transformaciones de fase, recristalización, etc.

Con esta información, podremos estudiar e interpretar las transformaciones ocurridas en la ZAC de la soldadura real, e interpretar como afectan ciertos fenómenos, como puede ser el de multipasada.

Aunque los cambios microestructurales pueden ser observados y medidos en la soldadura real, siempre es más conveniente trabajar con piezas representativas en laboratorio, ya que nos van dar, en condiciones de trabajo ideales y de forma controlada, toda la gama de cambios microestructurales de la ZAC que, en nuestro caso, nos servirá para comparar con las apreciaciones de la soldadura real. Con este propósito, se han creado los simuladores de soldadura. La ejecución en cámara de soldadura no es una unión soldada, sino que representa los valores de los parámetros de soldadura, obtenidos al descargar un arco sobre una probeta metálica, de donde recibe el nombre de simulador de soldadura.

Aunque el material experimenta un ciclo térmico, que no es convencional en la soldadura, la temperatura pico a la que el material queda sometido, y la estructura que ello implica así como el tiempo de permanencia por encima de estas temperaturas y velocidades de enfriamiento, son similares a las que puedan obtenerse en una soldadura real. De esta forma, este procedimiento nos permite conocer que estructura se forma a una temperatura determinada, dato que, junto con la temperatura a una distancia del ECS proporcionada por el ciclo térmico, nos servirá para determinar el tipo de estructura en la ZAC.

No obstante, este sistema tiene sus inconvenientes, como algunos autores manifiestan en sus artículos [23-25].

Estas dificultades, entre otras, consisten en reproducir acertadamente, la microestructura de la ZAC.

La comparación del grano austenítico, entre el simulador y una unión soldada, constituye el principal problema, ya que el menor gradiente térmico en la zona central de la probeta implica que la temperatura pico del simulador debe ajustarse, disminuyendo los valores para que el tamaño de grano austenítico sea menor y comparar con la soldadura real.

El método de ensayo de resiliencia *Charpy* suele ser otro inconveniente en las probetas de los simuladores, si no se hace una cuidadosa elaboración de los datos, por lo que es conveniente hacer una corrección de los valores obtenidos. En este estudio, el uso del simulador de soldadura nos servirá para comparar los productos de transformación.

Se han hecho numerosos intentos para comparar la soldadura real y la soldadura en simulador, la correspondencia es razonablemente buena, en el aspecto de la microestructura y valores medidos de las propiedades mecánicas, aunque se han descrito algunas excepciones en los aceros ferríticos (*Welding Institute* [26]).

Se demostró que las posibles razones para las diferencias en la microestructura en estos casos podrían ser:

- Diferencia en el rango de energía aportada.
- Diferencia en el rango de enfriamiento.
- Diferencias de medidas en las temperaturas picos más altas.
- Gran gradiente de temperatura, que en la soldadura real puede inhibir el crecimiento de grano.

Analizando brevemente estas razones podríamos decir:

La temperatura alcanzada en el calentamiento es importante, desde un punto de vista de disolución y crecimiento de los precipitados y, consecuentemente, sobre el tamaño de grano. Pero también, las temperaturas de recrystalización y transformación son las que pueden afectar al cambio de microestructura. Comparado con la soldadura real puede variar considerablemente el grado de calentamiento pues, en una soldadura en arco sumergido, con una alta energía aportada, puede tardar varios minutos en alcanzar la temperatura pico, para grandes espesores de chapas.

La velocidad de enfriamiento, junto con el tamaño de grano y el ciclo térmico, determinan la

microestructura, de aquí la importancia de la medida de este parámetro,  $\Delta t_{8/5}$ .

La incorrecta medida del pico de temperatura ocurre normalmente por el uso de termopares incorrectos, o por no tener en cuenta el gradiente térmico de la superficie de la probeta de ensayo.

Finalmente, el gradiente de temperatura en la soldadura real es la más difícil de considerar en el simulador de soldadura. Especialmente, si el cambio rápido en el tamaño de grano, a través de la ZAC, inhibe en el efecto de pinzamiento de grano, debido a alguna clase de pinzamiento de los pequeños granos (efecto que es sensiblemente peor, en valores bajos de energía aportada "heat input" y velocidades altas); este efecto es muy difícil de lograr en simuladores de soldadura.

Nuestro trabajo experimental fue llevado a cabo en tres probetas de acero 450 EMZ, de dimensiones 160 mm x 25 mm de 5 mm de espesor, numeradas 3, 4 y 5; realizándose en una cámara de soldadura cuyas características se detallan en el apartado siguiente.

### **3.1.3.2 Descripción del equipo:**

#### **Cámara de soldadura:**

El diseño de la cámara de soldadura, donde los ensayos fueron llevados a cabo, es fruto del desarrollo de varios años de modificaciones [27]; así, este diseño actual es una cámara de soldadura con torch (conjunto portaelectrodos, **Fig. 2**), que fue aconsejada por la experiencia en el estudio de la soldadura mediante la técnica de la superficie pulida [27,28].

El cuerpo de la cámara es una pletina de cobre, con un vaciado donde descansan las probetas de geometría rectangular; tiene un rebaje que traspasa la pletina, donde pasan los termopares. Si se quiere tener unas condiciones de contorno similares, a las de la soldadura real, es necesaria la evacuación de calor generada por el electrodo sobre la probeta y, por ello, la disipación de calor es más rápida; este efecto se logra en el simulador mediante la refrigeración forzada por agua, necesaria por la poca masa de la probeta.

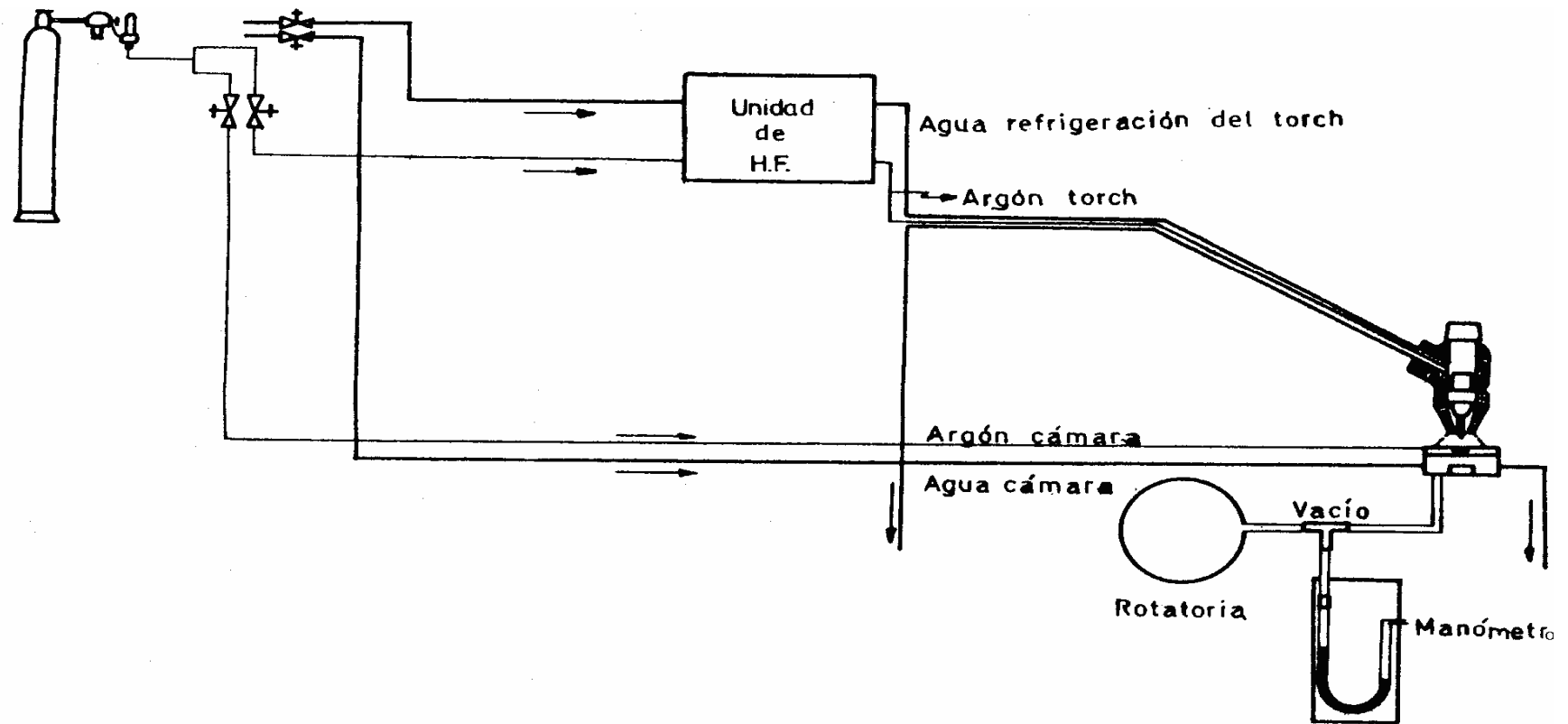


Fig. 2 Esquema de cámara de soldadura.

El desplazamiento es producido por la cámara; por lo tanto, no es el torch (conjunto portaelectrodo) lo que se mueve, sino la propia pieza a soldar; no obstante, el resultado conseguido es el mismo. Se puede invertir la dirección del sistema de arrastre de la cámara, simplemente invirtiendo la polaridad del motor de arrastre. Esta velocidad de arrastre puede regularse, mediante un potenciómetro, variando de esta forma este parámetro de soldadura.

El electrodo de descarga va contenido en un portaeléctrodo, soportado mediante un brazo que permite su posicionamiento, mediante un tornillo micrométrico. Para conseguir el correcto funcionamiento del arco, se genera alrededor del electrodo una atmósfera inerte (argón).

El circuito de refrigeración tiene la misión de conseguir un régimen estacionario de transmisión de calor, de manera que se obtenga un gradiente de temperatura estable con el tiempo.

Los materiales, con los que se fabrica la cámara, son buenos conductores del calor, ya que se pretende que la transmisión del calor sea óptima, lográndose un perfecto contacto entre la probeta y cámara. No obstante, teniendo en cuenta que la disipación del calor es insuficiente, hay que realizar una refrigeración forzada para lograr una transmisión del calor más efectiva.

A fin de proteger el proceso de la oxidación superficial, la probeta se ha de proteger con un gas inerte que la aisle del oxígeno del aire. Para ello, se hace el vacío en la cámara, al mismo tiempo que se hace pasar una corriente de argón por el recinto inferior de la misma. El vacío se realiza mediante una bomba rotatoria, que esta adosada al lateral de la cámara.

El registro del ciclo térmico, se realiza con los siguientes equipos:

- Un registrador **Hewlet Pakard** 7090 A, automático y multicanal. Su interés radica en la capacidad de almacenar datos, para luego volverlo a reproducir cuantas veces sea preciso. Es posible seguir con el cursor la gráfica de los valores adquiridos e imprimirlos. Después de que ha sido concluido el tratamiento de los datos, pueden representarse por el registrador en la forma más conveniente, actuando como un plotter. (**Figs. 3 A, 3 B, 4 A, 4 B, 5A, 5 B, 6 A, 6 B, 7 A, 7 B**)
- Los microtermopares se fabrican con hilos de Pt/Pt(10)Rh y cromealumel.



### 3.1.3.3 Objeto del ensayo:

El presente ensayo realizado en la cámara de soldadura, descrita en el apartado 3.1.3.2, tiene como objetivo analizar la microestructura que se forma en los diferentes puntos de la ZAC.

Como ya se ha visto anteriormente, para una temperatura pico determinada (a la que corresponde una distancia al ECS) y un tiempo de enfriamiento,  $\Delta t_{8/5}$ , obtenemos unos productos de transformación del metal base en la ZAC, que evaluaremos conforme su dureza y microestructura.

Las conclusiones obtenidas con este análisis nos permitirán un mayor conocimiento de las diferentes regiones que se forman en la ZAC, así como los productos de transformación que componen cada uno de estas regiones, llegando a establecer una correspondencia con las regiones obtenidas en la soldadura real y sus productos de transformación, teniendo en cuenta las consideraciones formuladas en el capítulo 3.1.3.1.

### 3.1.3.4 Ensayos en la cámara de soldadura:

Las probetas que fueron ensayadas en la cámara simuladora de soldadura se fabricaron con los parámetros que se indican en la **Tabla II**.

En la probeta 3 se instalaron dos termopares a unas distancias de 4 mm y 3 mm del ECS, en la probeta 4 se instalaron también dos termopares, a distancias de 3 mm y 4 mm del ECS. Por último, en la probeta 5 se instaló un termopar a la distancia de 5 mm del ECS.

Para protección por el lado del arco se utilizó Argón, como gas de protección, con un caudal de 14 l/min.

**Tabla II. Datos probetas de ensayo.**

<b>TABLA II</b>				
Probeta	I <sub>pulso</sub> (A)	D.P.D. (V)	G.P.A. (l/min)	Velocidad (mm/s)
3	100	12	14	1,035
4	115	12	14	1,035
5	120	12	14	1,035

Partiendo de la solución de las ecuaciones de **Rosenthal** (Capítulo 2.5.1), que se ha utilizado para desarrollar el ciclo térmico con los parámetros de soldadura y propiedades físicas del material 450 EMZ (**Tabla III**), anteriormente descritas, se han obtenido los diagramas de temperatura-tiempo de los distintos termopares, cuyas gráficas se adjuntan en este capítulo.

Con los parámetros antes mencionados y para nuestras probetas, cuyas propiedades han sido descritas, se obtuvieron los registros temperatura-tiempo, tomados directamente del registrador del simulador; asimismo, con objeto de poder comparar los valores de temperatura-tiempo tomados del registro del simulador, con los valores teóricos obtenidos del modelo matemático de la ecuación de **Rosenthal**, se han obtenido gráficas comparativas, que serán comentadas:

**Tabla III. Propiedades físicas acero 450 EMZ.**

<b>TABLA III</b>			
<b>Propiedad</b>	<b>Valor</b>	<b>Unidad</b>	<b>Bibliografía</b>
Temperatura de fusión	1810 - 90 C	K	[29]
Temperatura A <sub>3</sub>	1183-416 C+228 C <sup>2</sup> -40 Cr-50 Mn-40 Ni+800 P+60 V+130 Mo+50 W+50 S	K	
Temperatura A <sub>1</sub>	996 - 30 Ni - 25 Mn - 5 Co + 25 Si - + 30 Al+ 25 Mo + 5 V	K	[29], [30]
Conductividad térmica ( $\lambda$ )	41 J/m s K		[31]
Difusividad térmica (a)	9,1 10 <sup>-6</sup>	m <sup>2</sup> /s	[31]
Calor específico por unidad de volumen ( $\rho$ C)	4,5 10 <sup>6</sup>	J/m <sup>3</sup> K	[31]
Calor latente de fusión (L)	2,1 10 <sup>9</sup>	J/m <sup>3</sup>	[32]
Energía de activación para el crecimiento de grano (Q- /R T <sub>m</sub> )	6		[33]
Energía de activación para la difusión	(Q <sub>2</sub> /R T <sub>m</sub> ) (Nb) 21.2 (Q <sub>2</sub> /R T <sub>m</sub> ) (Ti) 16		[33]
Producto de solubilidad	NbC 3,11-7.520/T (K) TiN 3,82 - 15.020/T (K)		[34] [35]

### Probeta 3:

\*Termopar a 4 mm del ECS:

**Fig. 3 A:** Representa la curva de temperatura-tiempo para calentamiento y enfriamiento.

**Fig. 3 B:** En ella, se ha representado la curva temperatura-tiempo para el enfriamiento, con objeto de proceder a compararla con el ciclo térmico teórico (apart. *II Fundamentos teóricos*, Cáp. 2.5, ecuaciones (16), (17), (18), (19).

\*Termopar a 3 mm del ECS:

**Fig. 4 A:** Representa la curva temperatura-tiempo para calentamiento y enfriamiento.

**Fig. 4 B:** Los valores que se obtuvieron para el enfriamiento, fueron representados comparándolos con los valores teóricos del ciclo térmico.

### Probeta 4:

\*Termopar a 3 mm, del ECS:

**Fig. 5 A:** Representa la curva de temperatura-tiempo para el calentamiento y enfriamiento.

**Fig. 5 B:** Procediendo igualmente que en la probeta 3, los valores experimentales registrados para el enfriamiento se han llevado a una gráfica, donde se han contrastado con los teóricos, obtenidos por la Ecuación de **Rosenthal**, antes mencionada.

\*Termopar a 4 mm del ECS:

**Fig. 6 A:** Representa la curva temperatura-tiempo para el calentamiento y enfriamiento.

**Fig. 6 B:** Los valores experimentales, referentes al enfriamiento, fueron llevados a la gráfica para compararlos con los teóricos.

Probeta 5:

\*Termopar a 5 mm del ECS:

**Fig. 7 A:** Representa la curva temperatura-tiempo para el calentamiento y enfriamiento.

**Fig. 7 B:** Procediendo igualmente que en las otras probetas, los valores experimentales registrados para el enfriamiento se han llevado a una gráfica, donde se han contrastado con los teóricos, obtenidos por la Ecuación de ***Rosenthal***, antes mencionada.

Todas estas gráficas fueron obtenidas directamente del registrador de temperatura:

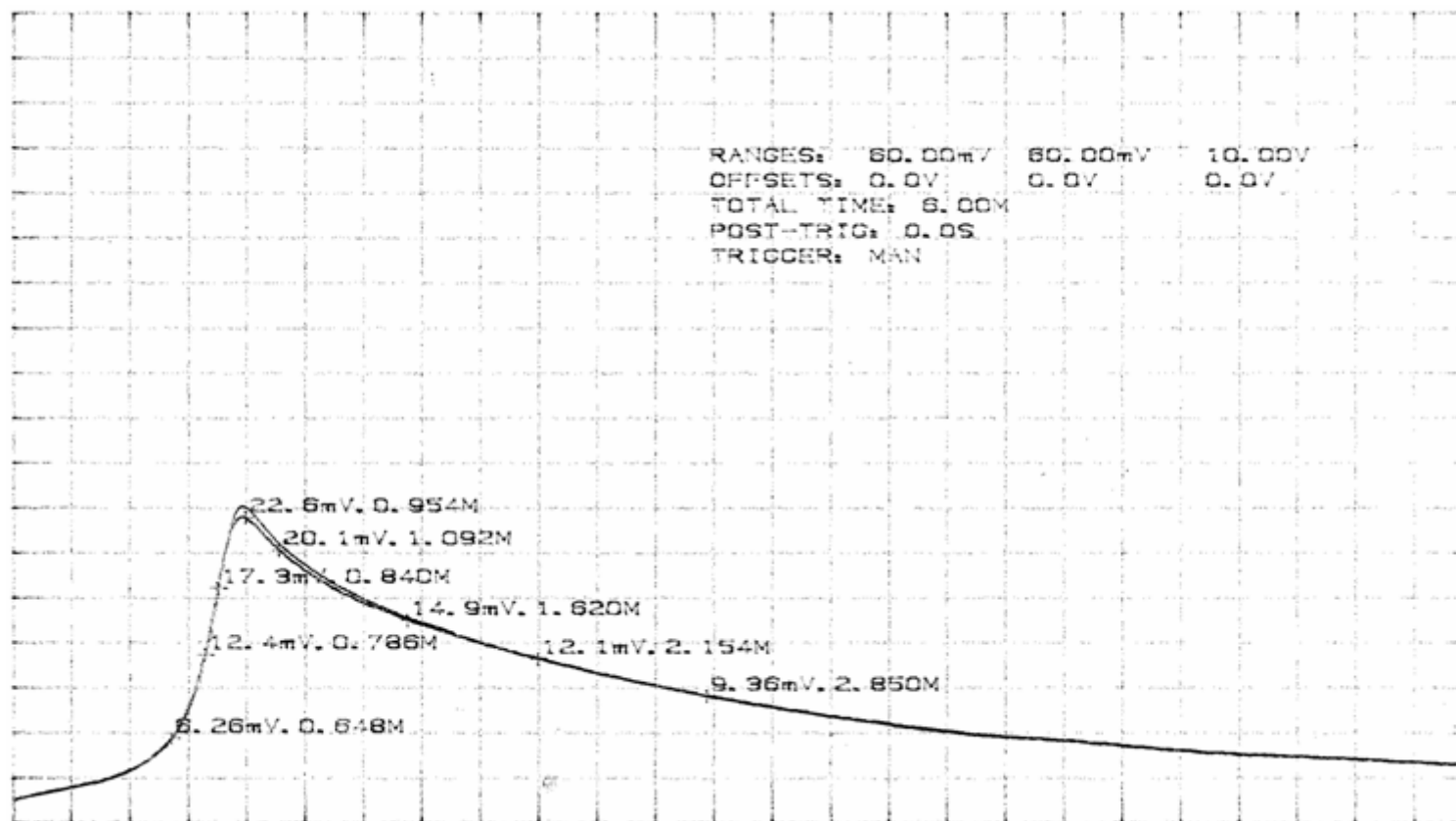
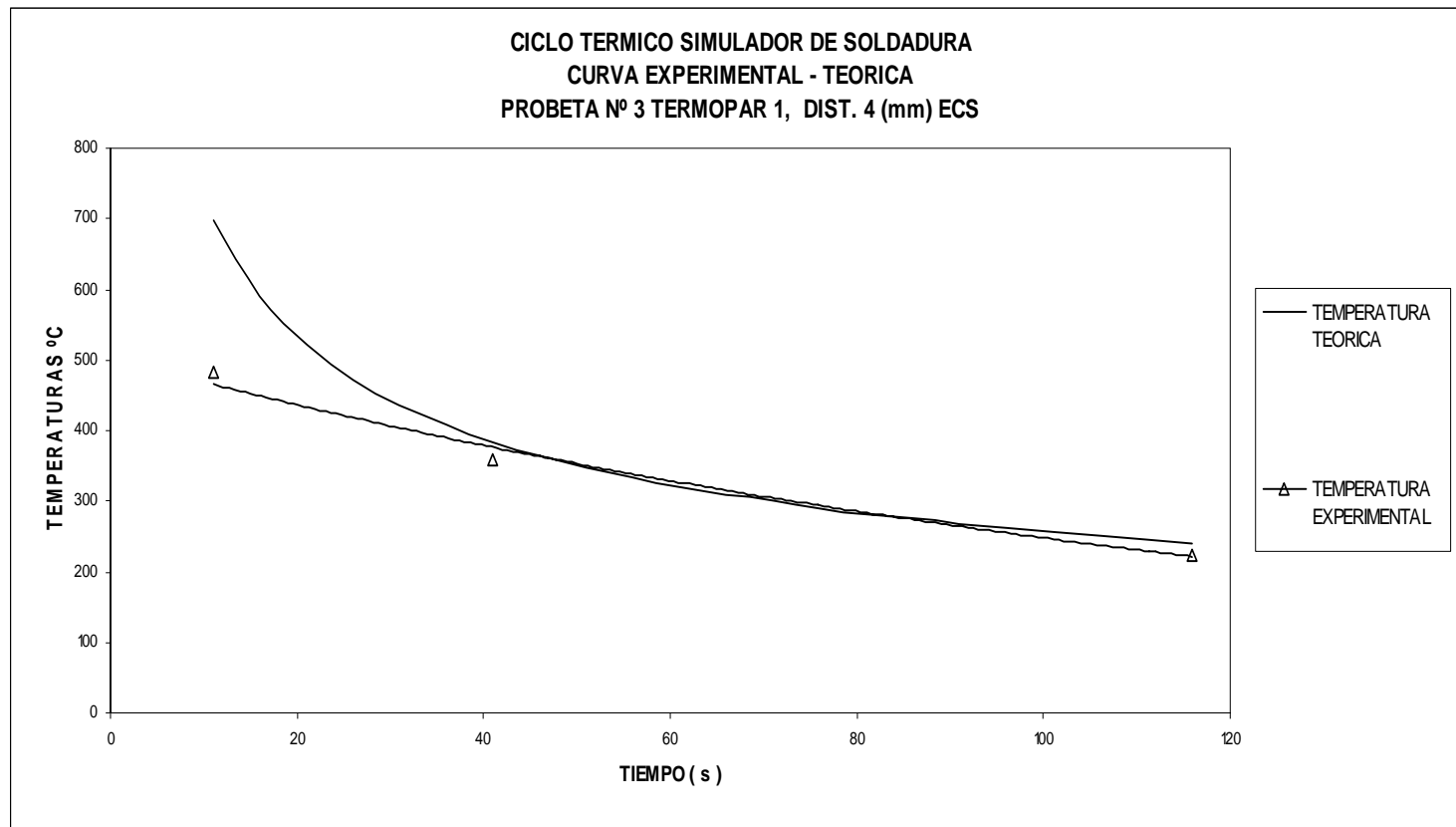


Fig. 3 A Registro cámara de soldadura. Probeta 3. Termopar a 4 mm del ECS.



**Fig. 3 B Curva Temperatura - Tiempo. Experimental - Teórica. Probeta 3. Distancia 4 mm del ECS.**

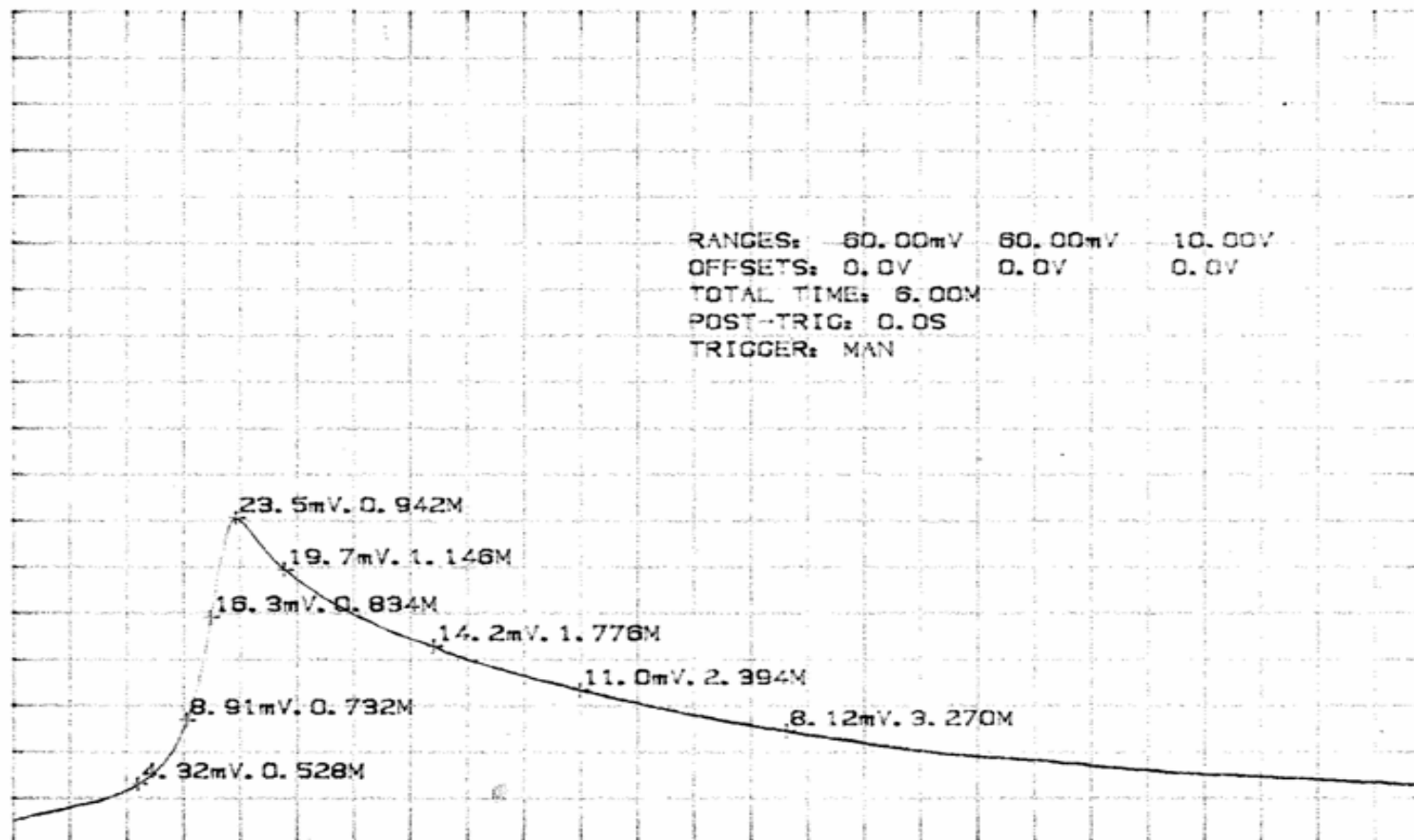
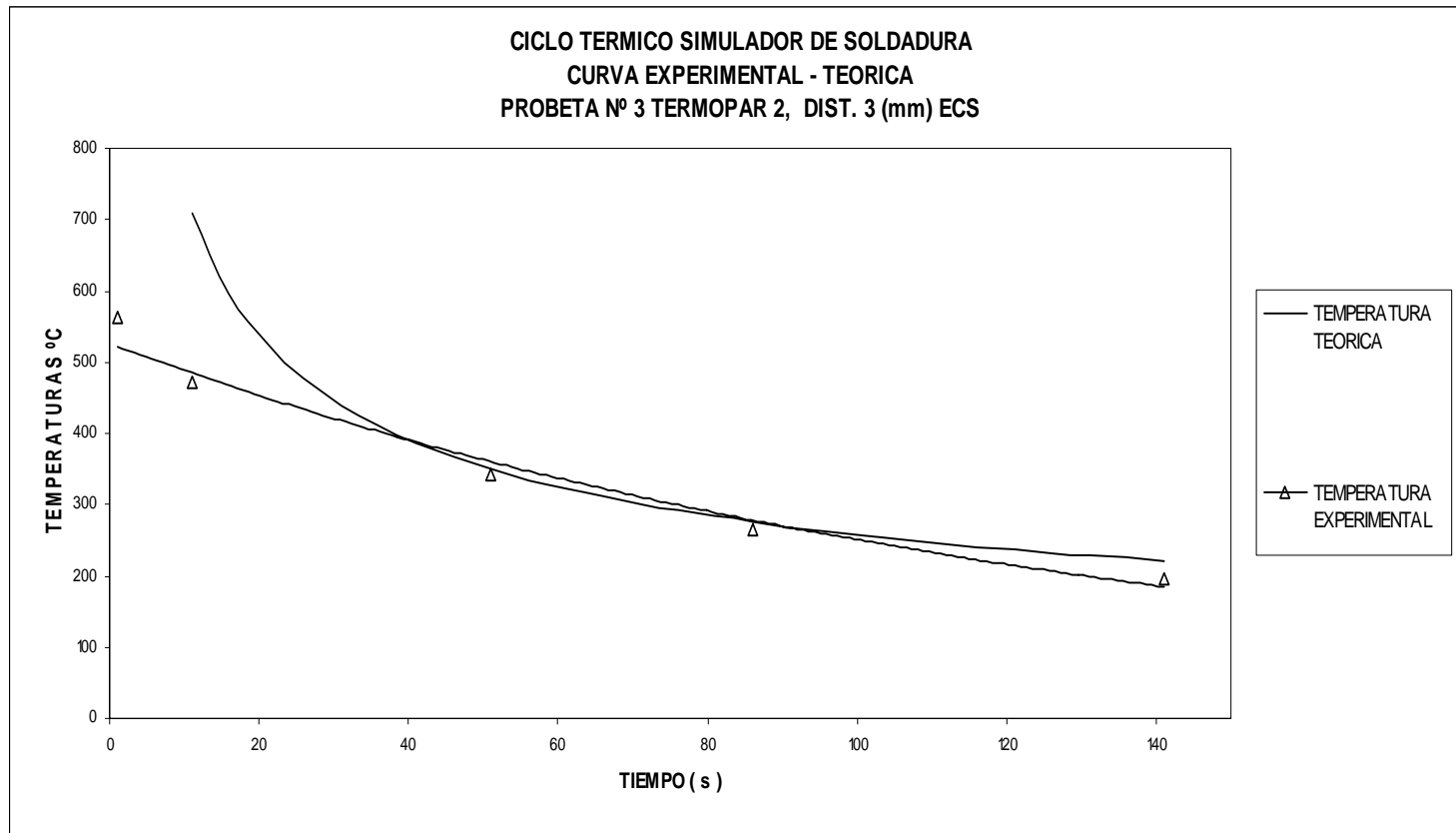


Fig. 4 A Registro cámara de soldadura. Probeta 3. Termopar a 3 mm del ECS.



**Fig. 4 B Curva Temperatura - Tiempo. Experimental - Teórica. Probeta 3. Distancia 3 mm del ECS.**



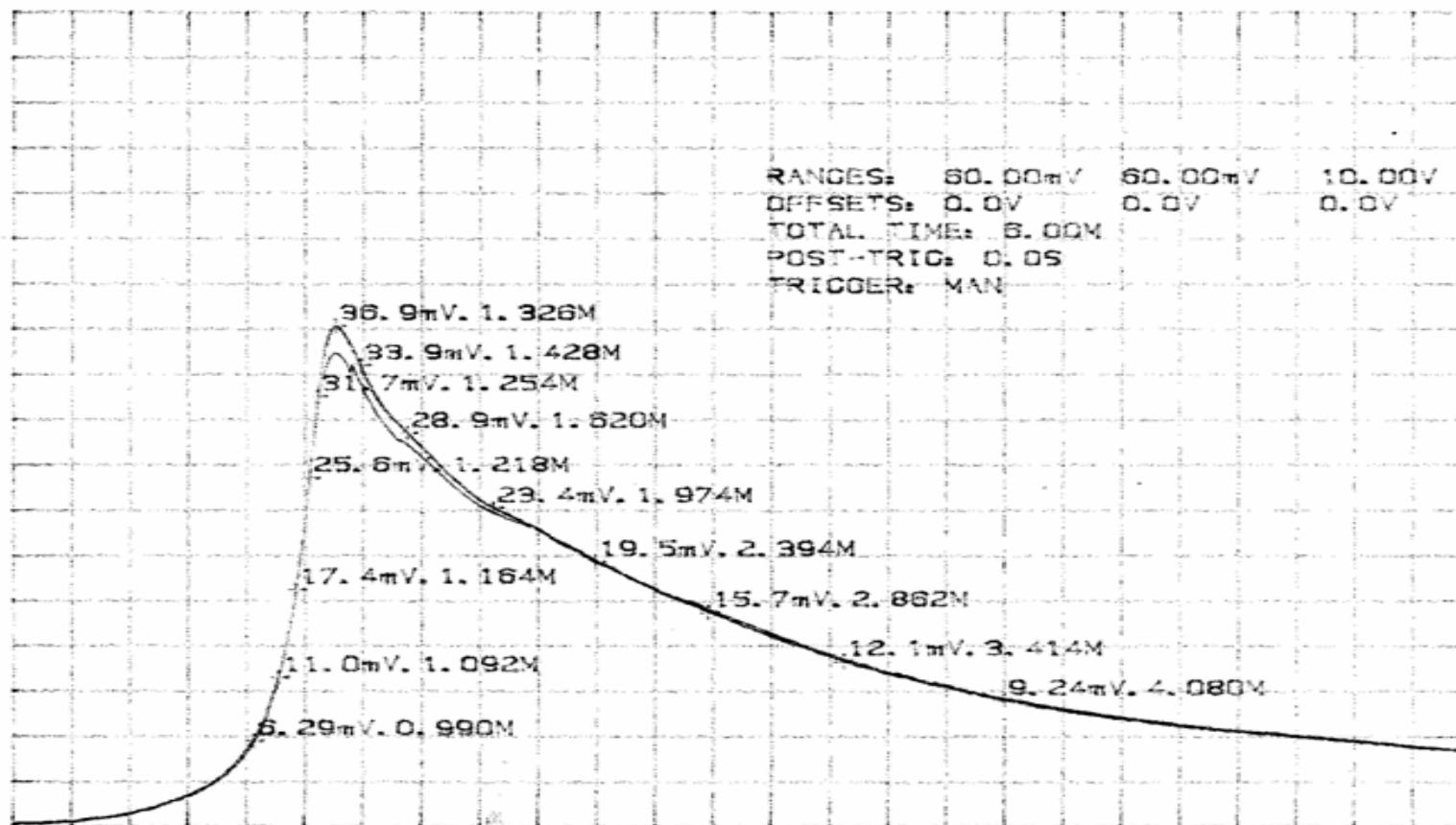
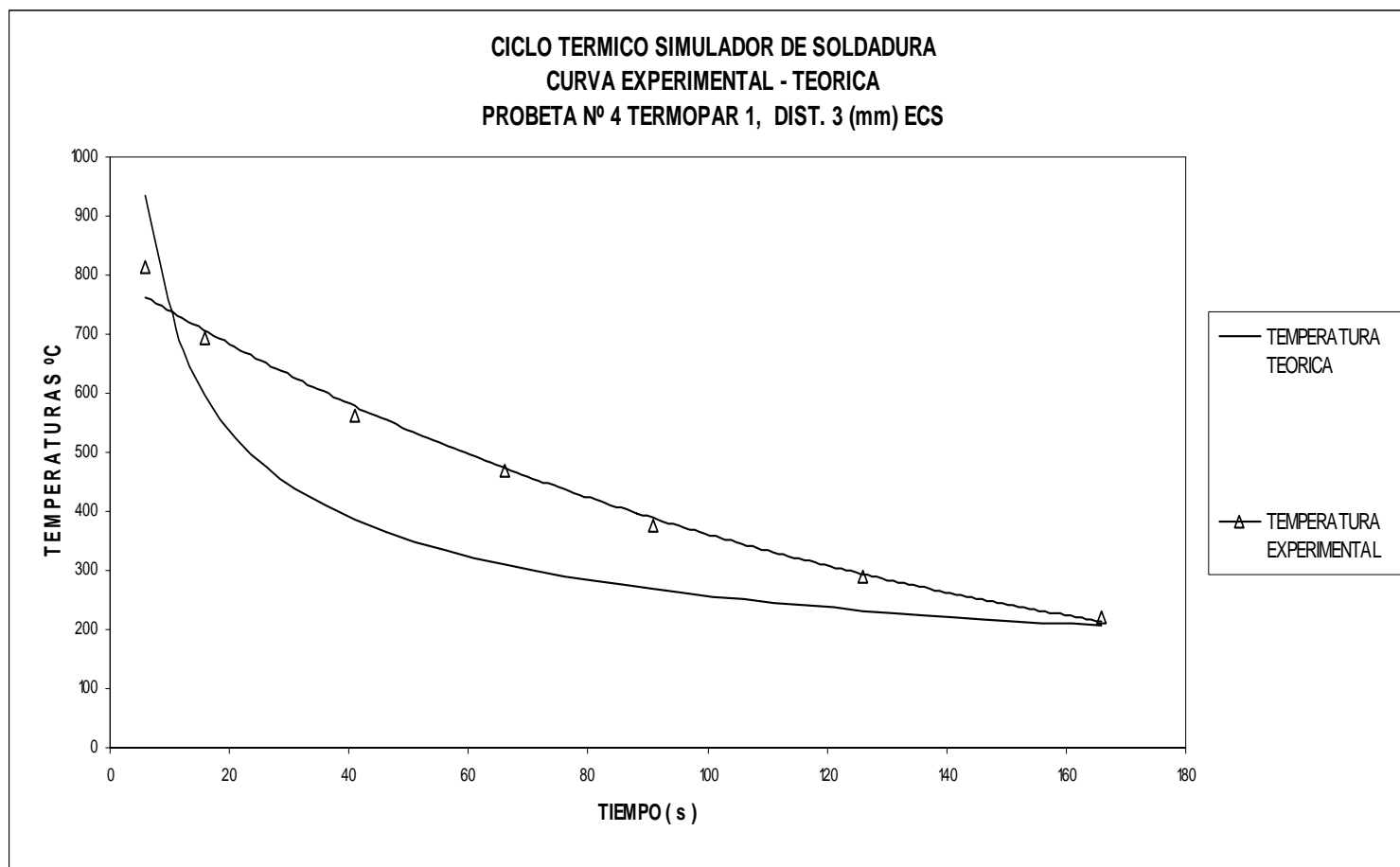


Fig. 5 A Registro cámara de soldadura. Probeta 4. Termopar a 3 mm del ECS.



**Fig. 5 B Curva Temperatura - Tiempo. Experimental - Teórica. Probeta 4. Distancia 3 mm del ECS.**

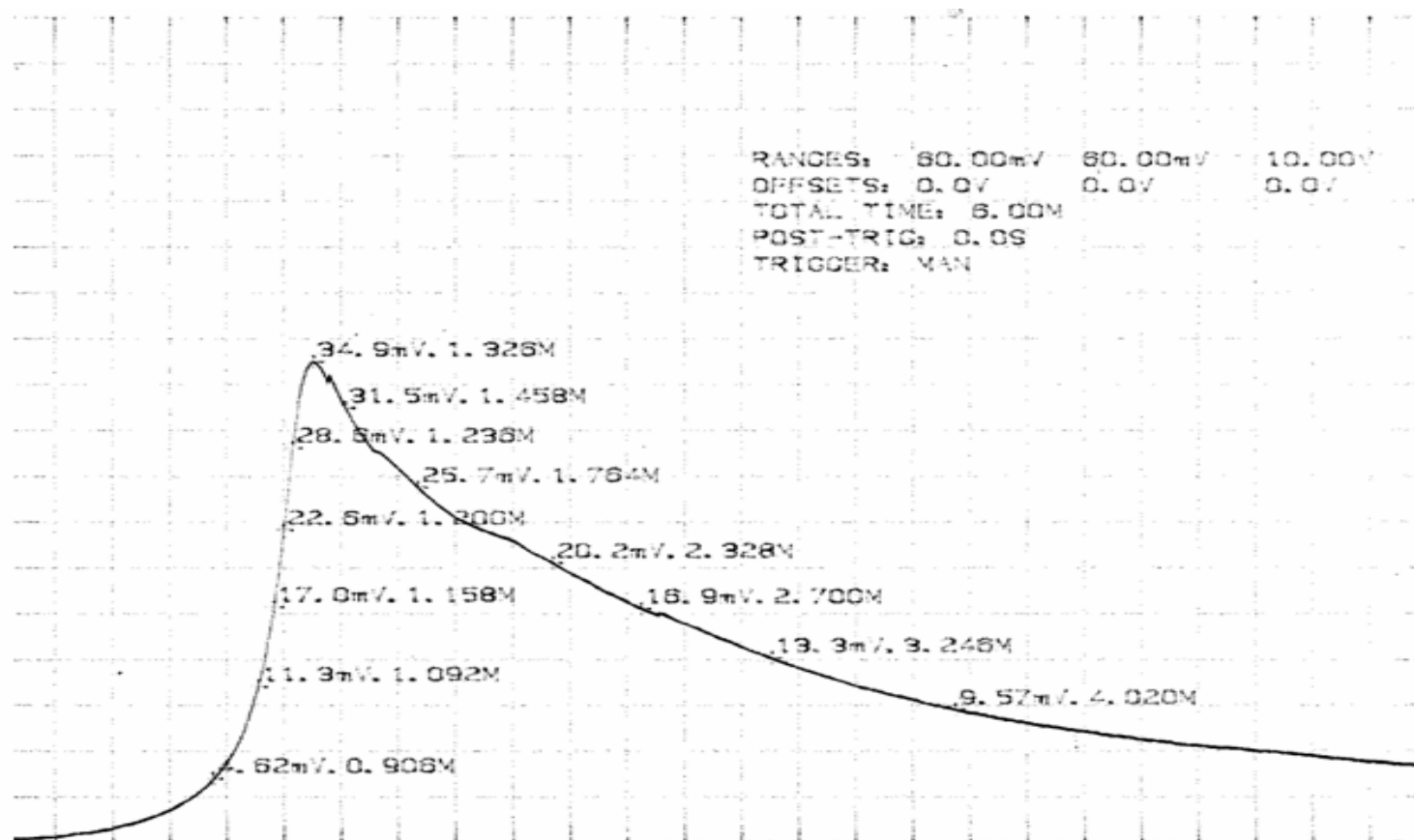
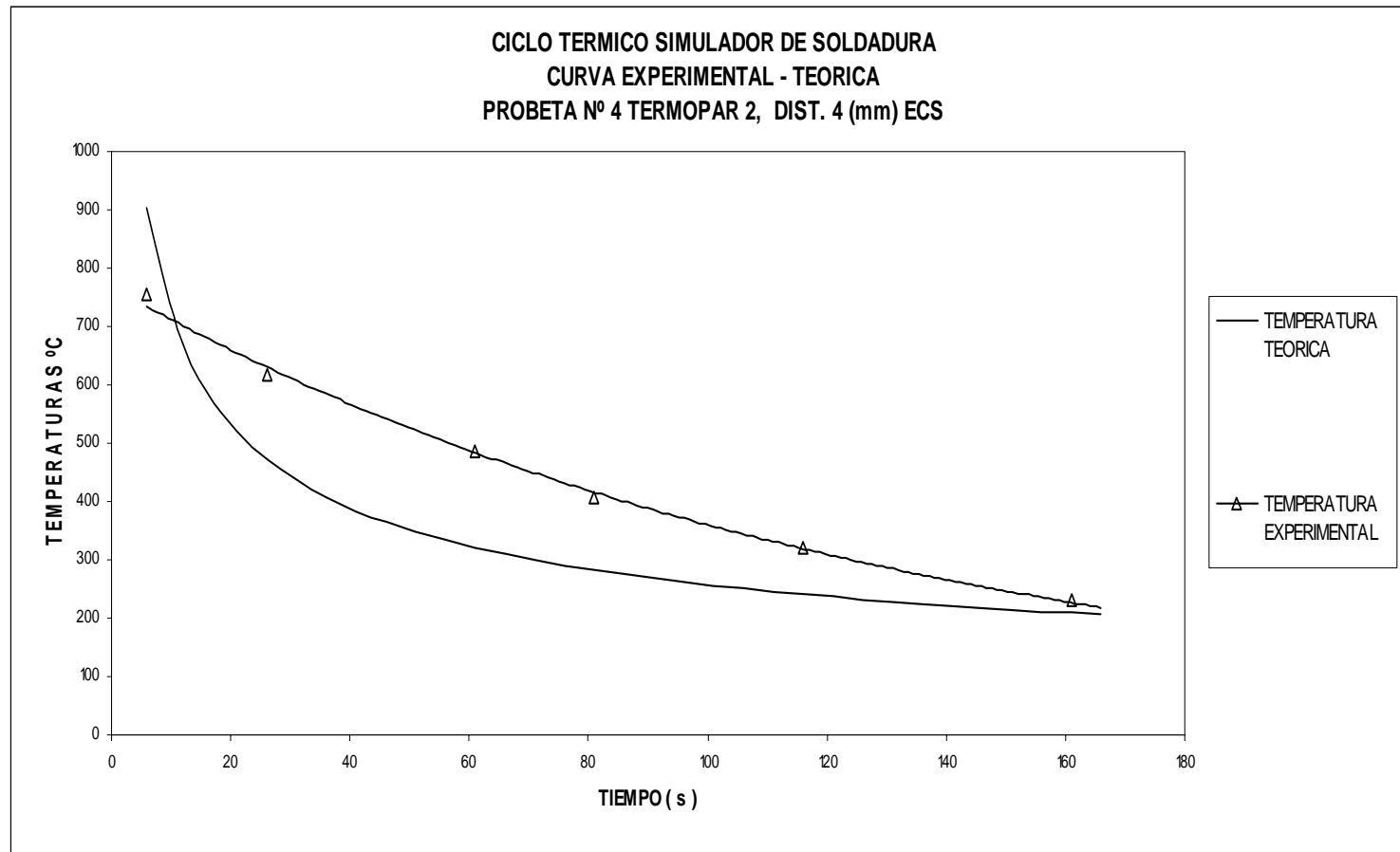


Fig. 6 A Registro cámara de soldadura. Probeta 4. Termopar a 4 mm del ECS.



**Fig. 6 B Curva Temperatura - Tiempo. Experimental - Teórica. Probeta 4. Distancia 4 mm del ECS.**

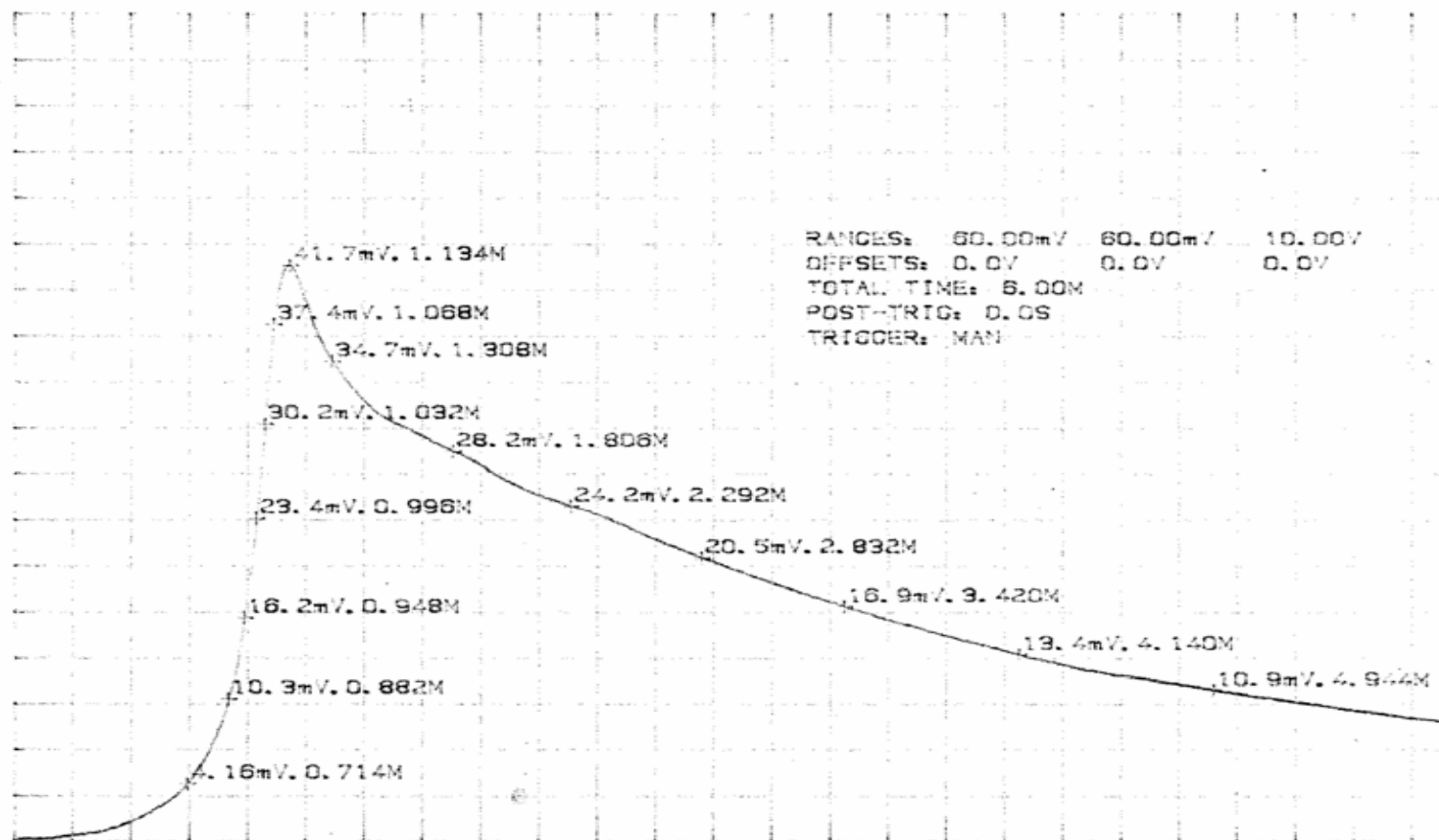
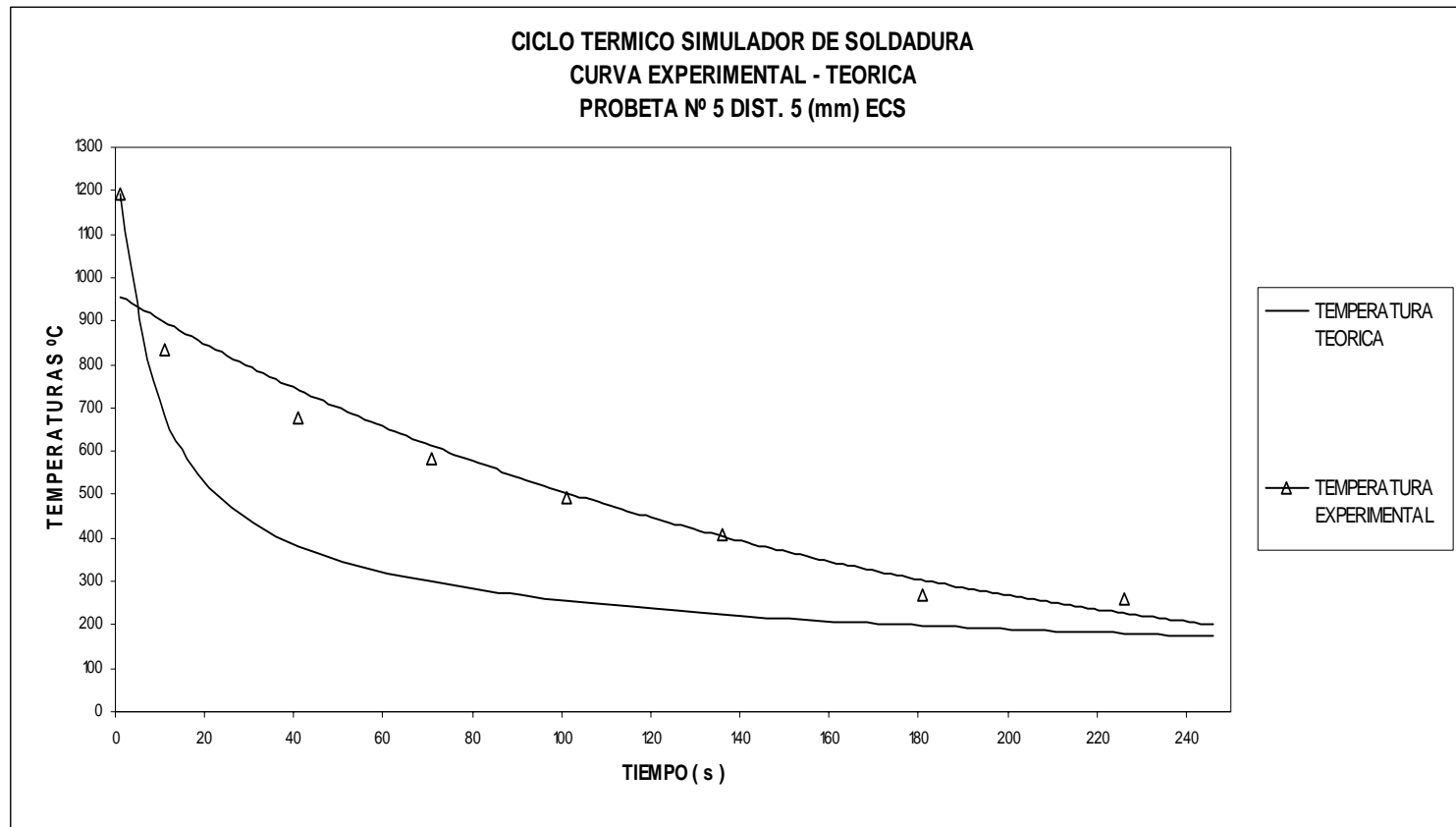


Fig. 7 A Registro cámara de soldadura. Probeta 5. Termopar a 5 mm del ECS.



**Fig. 7 B Curva Temperatura - Tiempo. Experimental - Teórica. Probeta 5. Distancia 5 mm del ECS.**

Se han obtenido la gráficas de las **Figs. 3 B, 4 B, 5 B, 6 B y 7 B**, donde se compara el ciclo térmico teórico con el ciclo real obtenido en una muestra de acero microaleado 450 EMZ, material objeto del presente estudio. Las temperaturas en función del tiempo, registrado en la cámara durante el enfriamiento, se dan en la **Tabla IV**, para la probeta 5, termopar 5 mm del ECS. En las figuras se observa un ciclo térmico bastante parecido al medido.

Como se puede observar en las gráficas que comparan el proceso teórico y experimental, guardan un paralelismo, no obstante, las diferencias acusadas en las temperaturas, sobre todo en los primeros instantes del enfriamiento, son debidas al haber utilizado para el cálculo, la solución de la ecuación de Rosenthal, de aplicación del calor de forma instantánea de resultados aproximados.

**Tabla IV. Temperaturas en función del tiempo en el enfriamiento. Probeta 5. Termopar a 5 mm del ECS.**

TABLA IV			
A	B	C	D
Temperatura (mV)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Tiempo (s)
4,16	99,84	0,71	42,84
10,30	247,20	0,66	39,72
16,20	388,80	0,95	56,88
23,40	561,60	1,00	59,76
30,20	724,80	1,03	61,92
37,40	897,60	1,07	64,08
41,70	1000,80	1,13	68,04
34,70	832,80	1,31	78,48
28,20	676,80	1,81	108,36
24,20	580,80	2,29	137,52
20,50	492,00	2,83	169,92
16,90	405,60	3,42	205,20
13,40	321,60	4,14	248,40
10,90	261,60	4,94	296,64

### 3.1.3.5 Análisis de la microestructura:

#### 3.1.3.5.1 Introducción:

El comportamiento de la transformación en la ZAC está influenciado por la temperatura pico, que depende de la distancia a LF y de la velocidad de enfriamiento; es decir, del tiempo de enfriamiento desde 800 °C a 500 °C, que se representa  $\Delta t_{8/5}$ . Estos parámetros determinan el tamaño de grano austenítico.

En la **Fig. 8** se representan las diferentes zonas, que en función de la temperatura en una soldadura de una sola pasada, en que se pueden clasificar en función de la temperatura pico alcanzada:

- a) Región parcialmente fundida, zona adyacente a LF.
- b) Región de grano grueso, de temperaturas comprendidas entre  $1.100\text{ °C} < T_p < 1.450\text{ °C}$ .
- c) Región de grano fino:  $Ac_3 < T_p < 1.100\text{ °C}$ .
- d) Región intercrítica:  $Ac_1 < T_p < Ac_3$ .
- e) Región subcrítica:  $T_p < Ac_1$ .

Los productos de transformación, que se producen en función del pico de temperatura y tiempo de enfriamiento para un acero microaleado que se utiliza en construcciones Navales o en la industria Off-Shore, vienen dados en la **Fig. 9**, según **Growg** y **O.M. Akselsen** del Instituto noruego **Trondheim** [36].

En función de la temperatura pico alcanzada y de la velocidad de enfriamiento,  $\Delta t_{8/5}$ , se representan los diferentes productos de transformación para temperaturas de austenización 1.350 °C - 1.000 °C.

Es importante resaltar dos aspectos en este gráfico:

- Que el grado de transformación para enfriamientos desde temperaturas de 1.350 °C es muy inferior al que ocurre desde temperatura pico de 1.000 °C; esto se debe a la menor área de límite de grano para la nucleación de la ferrita, disponible en el primer caso.



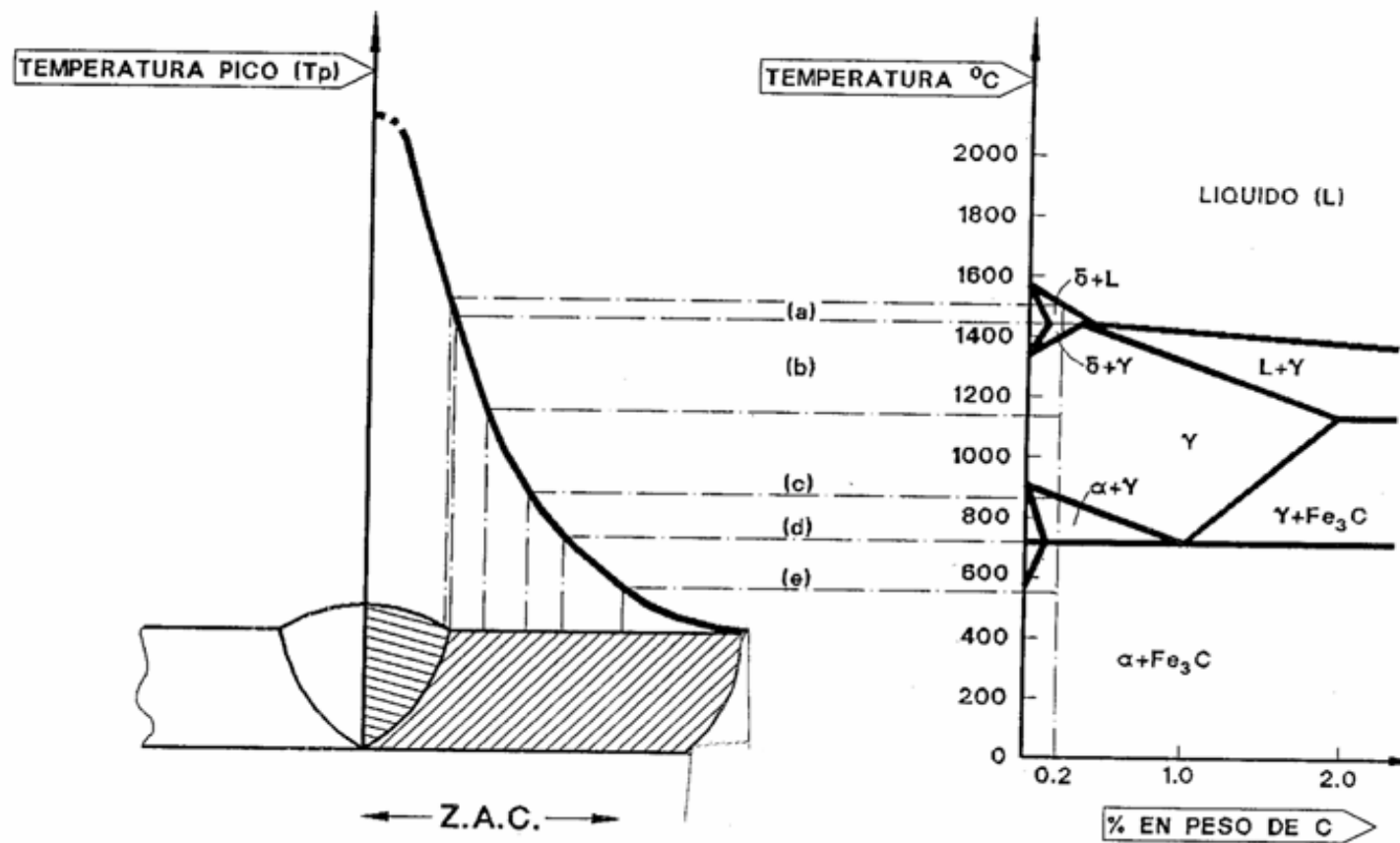
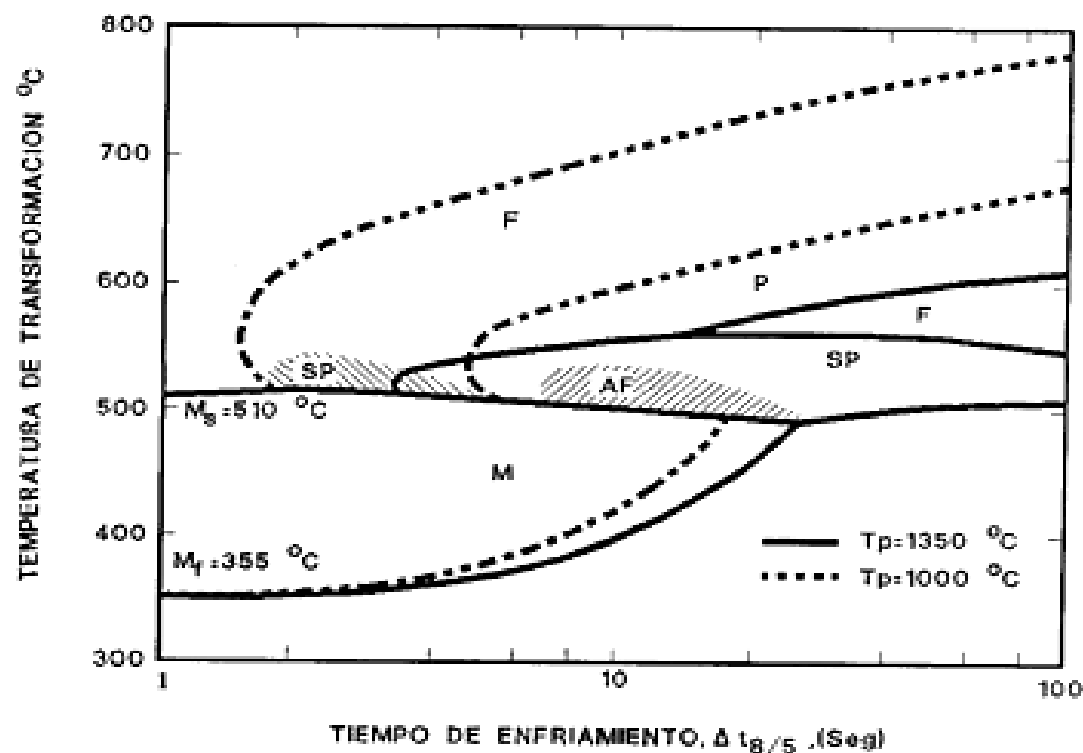


Fig. 8 Definición de las diferentes regiones de la ZAC en soldadura de una sola pasada.



M: Bainita inferior y martensita.

S.P.: Placas laterales de ferrita. Es decir, ferrita *widmanstätten* y bainita superior. Intergranularmente mezcladas dos o más láminas de ferrita con martensita / bainita / carburos alineados o no alineados.

A.F.: Ferrita proeutectoide, bien de límite de grano o ferrita poligonal equiaxiada.

P: Perlita, colonias preferentemente en forma de bandas en la región de grano fino, similar a aquellas observadas en el metal base a bajas temperaturas.

Fig. 9 Diagrama CCT para aceros microaleados, según Akselsen [36].

- Es interesante advertir que la microestructura formada dentro de cada grano de austenita normalmente no será uniforme, sino una compleja mezcla de dos o más de los siguientes constituyentes:

M: Bainita inferior y martensita.

S.P: Placas laterales de ferrita. Es decir, ferrita widmanstatten y bainita superior. Intergranularmente mezcladas dos o más laminas de ferrita con martensita / bainita / carburos alineados o no alineados.

A.F.: ferrita acicular, intergranularmente nucleada separada por agujas de ferrita.

F: ferrita proeutectoide, bien de límite de grano o ferrita poligonal equiaxiada.

P: Perlita, colonias preferentemente en formas de bandas en la región de grano fino, similar a aquellas observadas en el metal base a bajas temperaturas.

Durante el enfriamiento, el tipo y la fracción de volumen del producto de transformación dependen de varios factores, incluyendo: tamaño de grano, temperatura pico, grado de enfriamiento y microaleantes presentes.

Los aceros objeto del presente estudio tratan de evitar el alto contenido de carbono equivalente y alta energía aportada, que tienden a aumentar el contenido de perlita. En aceros con bajo contenido de carbono equivalente, podría ocurrir un anclamiento de límite de grano por precipitación intergranular. Este fenómeno consiste en una densa formación de carburos, que precipitan y anclan las interfases  $\gamma/\alpha$  por un mecanismo de pinzamiento.

### 3.1.3.5.2 Análisis experimental:

En la probeta 3, cuyos termopares fueron situados a 4 mm y 3 mm del ECS, y cuyos gráficos del ciclo térmico se han representado en las **Fig. 3 B** y **Fig. 4 B**, se observan temperaturas pico de 542,4 °C y 564 °C respectivamente.

Así, la probeta 3, según las regiones definidas para estas temperaturas, corresponde a la región subcrítica. Como en dicha probeta, no se han alcanzado los 800 °C para ninguno de los dos termopares, no tenemos conocimiento de las velocidades de enfriamiento 800 °C – 500 °C, por lo que no podremos entrar en la curva CCT de la **Fig. 9**, para determinar los productos de transformación.

La probeta 4. En los gráficos de las **Figs. 5 B** y **6 B** se muestran, respectivamente, las temperaturas pico alcanzadas, 885,6 °C y 837,6 °C, en los termopares que fueron colocados a 3 mm y 4 mm del ECS, que corresponden a la región intercrítica, obteniéndose velocidades de enfriamiento 800 °C - 500 °C de  $\Delta t_{8/5} = 62 \text{ s}$  y  $\Delta t_{8/5} = 60 \text{ s}$ , respectivamente. Para esta velocidad de enfriamiento, y usando el diagrama CCT de la **Fig. 9**, observamos que caen fuera del diagrama, por lo que no es determinable el producto de transformación. No obstante, a estas velocidades de enfriamiento dichos productos carecen de martensita.

En la probeta 5, cuyo termopar fue colocado a 5 m del ECS, (**Fig. 7 B**), se alcanzó una temperatura pico de 1.000,8 °C, con velocidad de enfriamiento 800 °C - 500 °C de  $\Delta t_{8/5} = 89 \text{ s}$ , que es una velocidad de enfriamiento muy lenta. Siguiendo el diagrama CCT de la **Fig. 9**, y para la temperatura de 1.000 °C, que es la que le corresponde aproximadamente, ésta es una región de grano fino, en la que para este tipo de acero obtendremos ferrita proeutectoide y colonias perlíticas en forma de bandas. Por el excesivo tiempo de enfriamiento 800 °C – 500 °C, no deben existir productos de transformación, como martensita y bainita.

### 3.1.3.5.3 Medida de la dureza en las probetas del simulador:

Con objeto de tener otra medida de valoración de la microestructura que confirme la validez de las regiones en la ZAC y productos de transformación en las probetas, se han obtenido ensayos de dureza Vicker 10, conforme la norma BS 427 (parte 1 y 2), así como la EEMUA 158, obteniéndose los resultados que se dan en las siguientes figuras, para las tres probetas del simulador:

**Fig. 10**      Probeta 3

**Fig. 11**      Probeta 4

**Fig. 12**      Probeta 5

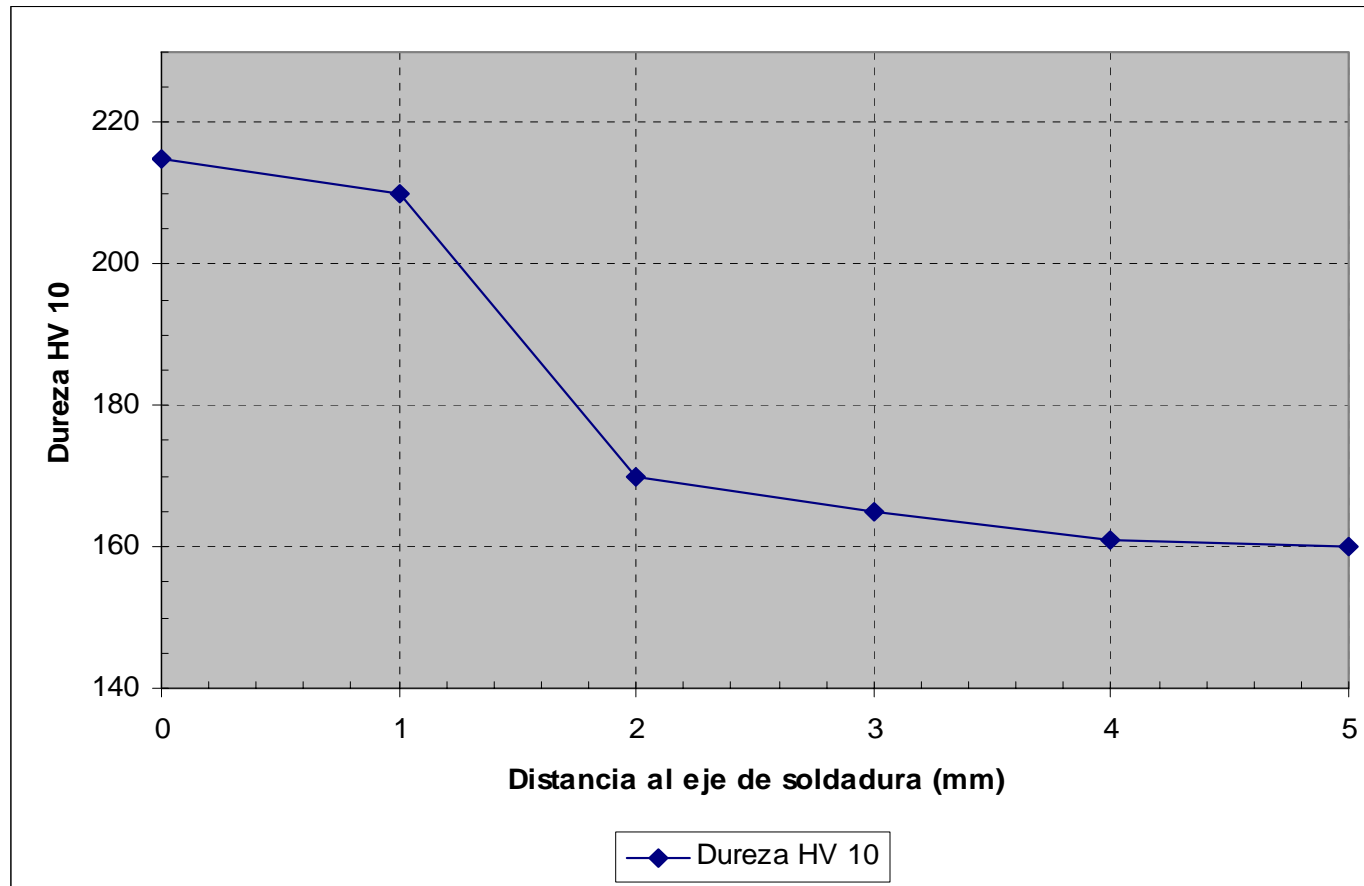
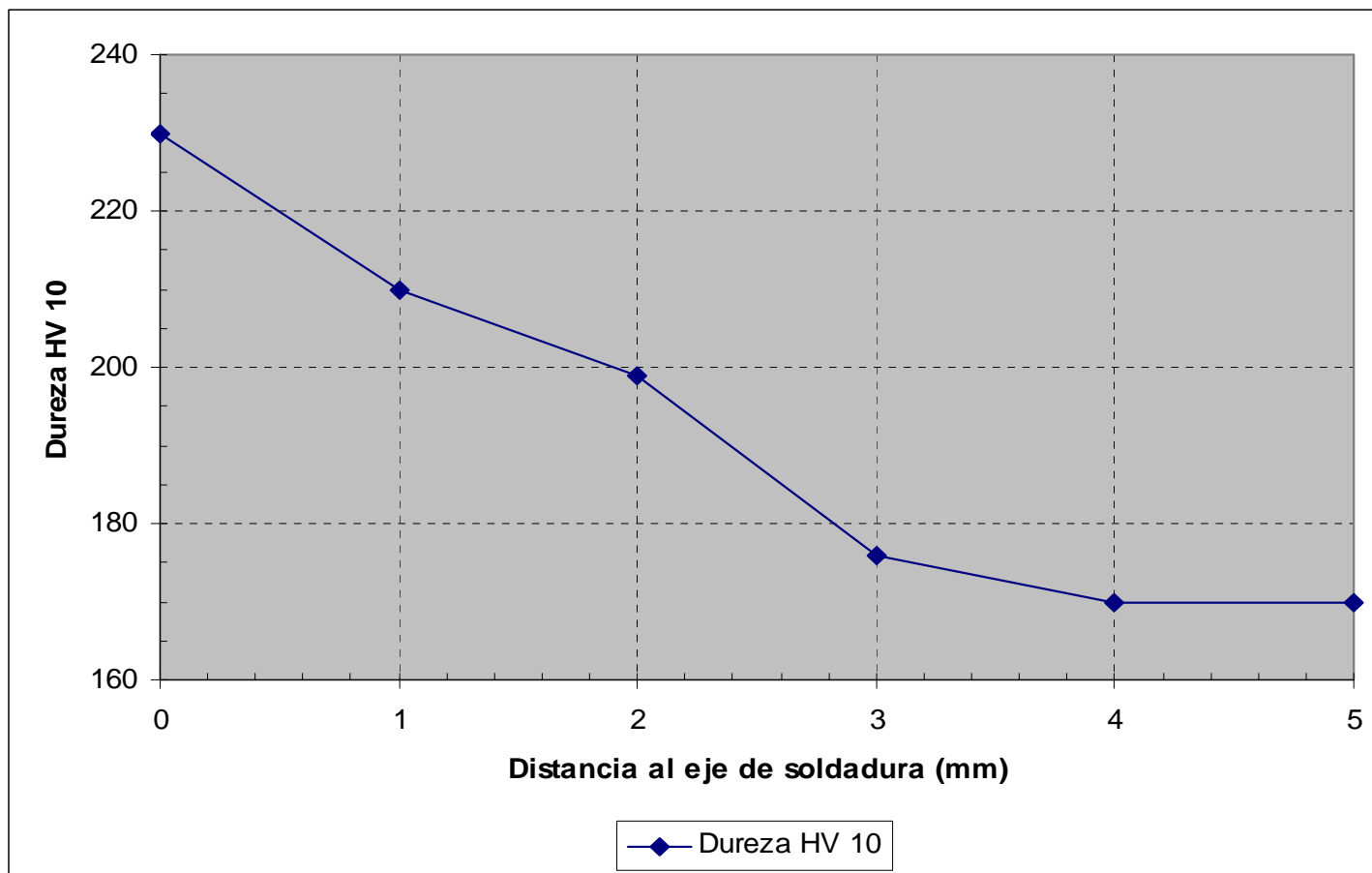


Fig. 10 Ensayo de Dureza HV 10. Dureza - Distancia ECS. Probeta 3.



**Fig. 11 Ensayo de Dureza HV 10. Dureza – Distancia ECS. Probeta 4.**

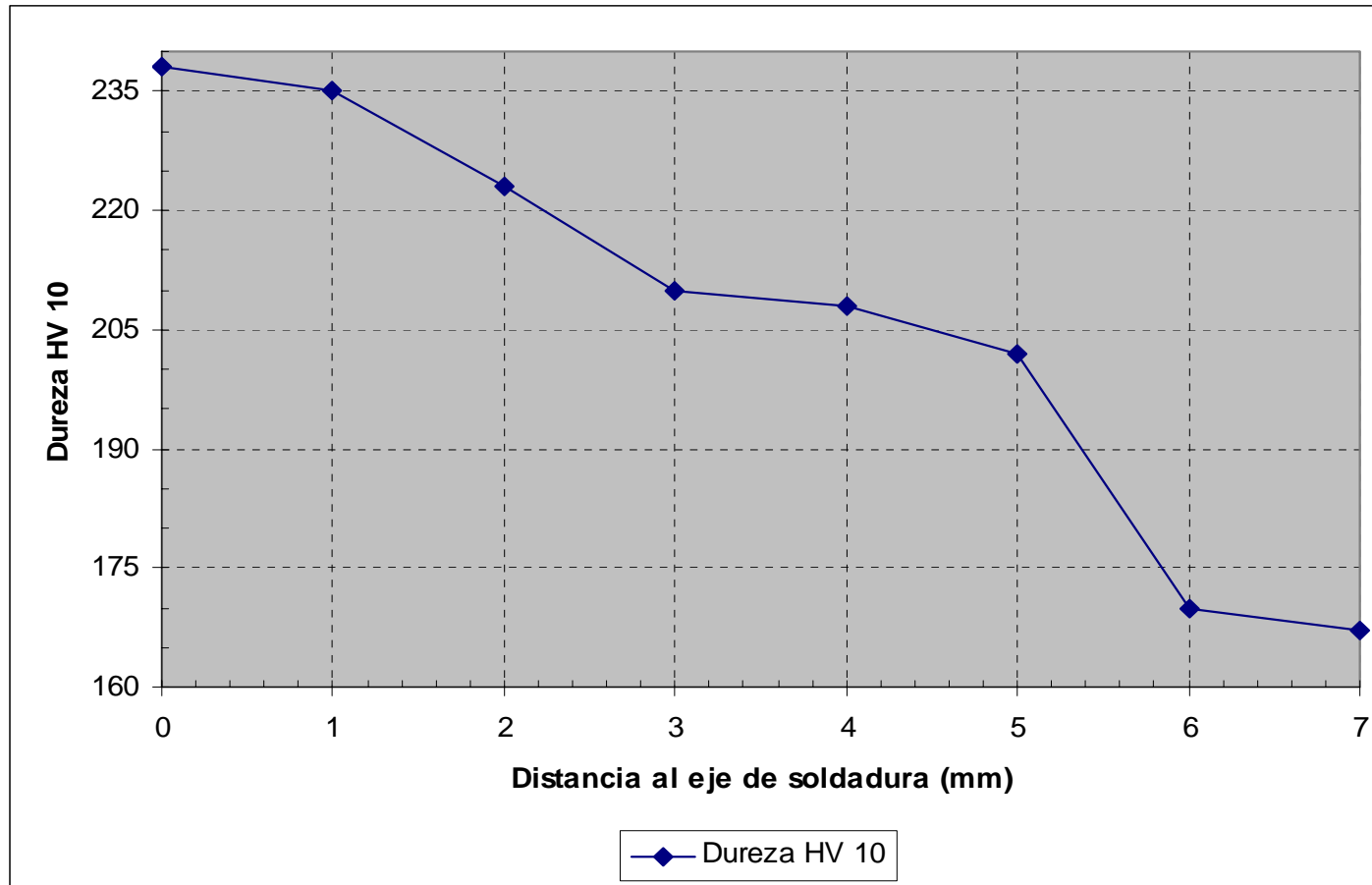


Fig. 12 Ensayo de Dureza HV 10. Dureza - Distancia ECS. Probeta 5.

### Probeta 3:

La máxima dureza alcanzada corresponde al ECS y zonas próximas. En el punto correspondiente al termopar situado a 4 mm del ECS y temperatura pico de 542,4 °C, obtenemos una dureza de 161 HV10, correspondiente a región subcrítica; y para el termopar situado a 3 mm del ECS, en el que se alcanza una temperatura de 564 °C, se obtiene una dureza de 165 HV10. Para el material base se registra una dureza de 160 HV10, que entra dentro de lo normal para este acero. Por lo tanto, estos resultados obtenidos sirven para establecer una correspondencia entre temperaturas picos alcanzadas, productos de transformación y dureza de esos puntos. En la gráfica de la **Fig. 10**, se han registrado los valores de la dureza, en función de su distancia al ECS.

### Probeta 4:

La máxima dureza alcanzada corresponde igualmente al ECS. Se registraron las medidas para los termopares a 3 mm y 4 mm del ECS. Así, para el termopar situado a 3 mm con una temperatura pico de 885,6 °C obtenemos una dureza de 176 HV10, correspondiente a la región intercrítica. Para el termopar que registró 837,6 °C a 4 mm del ECS, la dureza correspondiente es la del metal base, con un valor de 170 HV10. Estos valores se representan en la gráfica de la **Fig. 11**.

### Probeta 5:

La dureza máxima alcanzada corresponde al ECS y zonas próximas. En el punto correspondiente al termopar, situado a 5 mm del ECS para la temperatura pico alcanzada de 1000,8 °C, obtenemos una dureza de 202 HV10, correspondiente a una región de grano fino y que, por su velocidad de enfriamiento, genera productos de transformación como los mencionados en el capítulo 3.1.3.5.2. Esta dureza decrece hasta 167 HV10, para el material base (**Fig. 12**).



### 3.1.4 Conclusiones:

Podemos obtener los productos de transformación entrando en la gráfica C.C.T., que se representa en la **Fig. 9**, para temperaturas picos de 1.350 °C y 1.000 °C, para nuestras probetas ensayadas, teniendo en cuenta las microestructuras analizadas y durezas de los distintos puntos de la ZAC.

Los resultados obtenidos en el simulador, expuestos en el presente capítulo, pueden ayudar a establecer una correspondencia entre la temperatura pico alcanzada, velocidad de enfriamiento 800 °C - 500 °C, producto de transformación según la curva C.C.T. del acero, región de la ZAC y dureza obtenida. Todo ello queda resumido en la **Tabla V**.

Como observamos en esta tabla, las zonas intercrítica y subcrítica gozan de una tenacidad media buena.

Finalmente, queda justificada la buena tenacidad a la fractura por los resultados obtenidos en la dureza de estas zonas intercrítica y subcrítica, que alcanzan un valor máximo de 176 HV 10 y 165 HV 10, respectivamente.

Es interesante señalar que la buena tenacidad a la fractura obtenida en la región intercrítica, así como en la subcrítica, en el simulador de soldadura no se corresponde con la reducción de tenacidad que la soldadura real muestra en estas zonas, pues este efecto está causado por las lagunas martensíticas que aparecen en dichas regiones de la soldadura real.

Tabla V. Conclusiones simulador de soldadura.

TABLA V							
Distancia ECS (mm)	H.I. (KJ/m)	T <sub>p</sub> (°C)	Δt <sub>8/5</sub> (s)	Producto de transformación	Región ZAC	Dureza HV10	Tenacidad
4 (Probeta 3)	464	542,4	-	No son determinables los procesos de transformación conforme al diagrama CCT. Carece de martensita	Subcrítica	161	Buena
3 (Probeta 3)		564	-			165	
3 (Probeta 4)	533	885,6	62	No son determinables los procesos de transformación conforme al diagrama CCT. Carece de martensita	Intercrítica	176	Media/baja
4 (Probeta 4)		837,6	60			170	Buena
5 (Probeta 5)	557	1000,8	89	ferrita proeutectoide, colonias perlíticas	Grano fino	202	Baja

## 3.2 Estudio de la tenacidad de la fractura de la ZAC. Discusión de resultados:

### 3.2.1 Introducción:

Los ensayos de CTOD, resiliencia y dureza se llevaron a cabo sobre el panel numerado como CTOD HAZ. Dicho panel, de 75 mm de espesor, 980 mm de longitud de soldadura y 750 mm de ancho, fue ensayado en condiciones "*As welded*" (sin tratamiento térmico post-soldeo); y se utilizó para ensayar la ZAC [37]. La soldadura fue realizada en K, en un proceso de arco sumergido (SAW), con un hilo Autrod 13.24 y flux ok 10.62, debidamente homologado, para soldar el metal base BS 7191 450 EMZ tipo 2. La PQR (Procedure Qualification Report) del procedimiento se adjunta en el Anexo de tablas (Tabla 4). Fueron obtenidas varias probetas del panel, de diferentes dimensiones, para realizar los estudios y ensayos que vamos analizar en este apartado.

En el ciclo térmico al que estas probetas fueron sometidas, a efectos de los productos de transformación que se producen en el enfriamiento dentro de la ZAC con una energía aportada de 2,3 KJ/mm, se obtiene una temperatura pico de fusión 1.527 °C, un tiempo de enfriamiento  $\Delta t_{8/5}$ , prácticamente constante para toda la ZAC, de 10 segundos, según muestra el ciclo teórico de *Rosenthal* para este proceso de placa gruesa. Las características físicas del acero microaleado 450 EMZ, están dadas en el certificado de colada que se adjuntan en el Anexo de tablas (Tabla 3).

### 3.2.2 CTOD. Resultados y conclusiones:

El ensayo de fractura de CTOD se llevó a cabo en un banco SEM B3, sobre tres probetas extraídas del panel soldado (P1A, P1B, P1C) de dimensiones 750 mm x 150 mm, por doblado, en 3 puntos y entalla, sobre el centro de las probetas, elaborado conforme la norma BS 5762 [38] y según la geometría preferida  $B \times 2B$  siendo el espesor,  $B = 75$  mm. El procedimiento de construcción y marcado de las probetas se hizo según la norma EEMUA 2.2.2 [39], con la entalla en dirección T.L.

Las probetas se comprimieron inicialmente a 0,005 B por cada lado, a fin de evitar las tensiones residuales y obtener un perfil de prefisurado uniforme. Los ensayos se hicieron a -10 °C conforme las normas BS 5762. Para la determinación del valor de la fractura, se tomó la media de los valores del límite elástico del metal base y metal aportado, corregidos mediante la siguiente fórmula, al valor de -10 °C.

$$\sigma_{ys} = \left( \frac{\sigma_{ymb} + \sigma_{yma}}{2} \right) + \frac{10^5}{491 + 1,8T} - 189 \quad (MPa) \quad (5)$$

$\sigma_{ymb}$  = Límite elástico del metal base.

$\sigma_{yma}$  = Límite elástico del metal de aportación.

T = Temperatura CTOD = -10 °C.

El límite elástico del material fue de 434 N/mm<sup>2</sup>, dado por el fabricante (Tabla 3 del anexo de tablas), el del metal de soldadura de 609 N/mm<sup>2</sup>, obtenidos por ensayo de tracción. Introduciendo estos valores en la ecuación (5) se obtiene el resultado de 544 N/mm<sup>2</sup>. Los valores obtenidos para los CTOD,  $\delta$  y factor de intensidad de tensiones, **K**, se dan en la Tabla VI:

**Tabla VI. Valores CTOD ( $\delta$ ) y factor de intensidad de tensiones (**K**).**

<b>TABLA VI</b>			
<b>Probeta</b>	<b>K (N/mm<sup>-3/2</sup>)</b>	<b>CTOD (<math>\delta</math>) (mm)</b>	<b>Tipo de resultado conforme BS 5762</b>
P1A	6565	1,80	Test stopped
P1B	6404	1,31	$\delta_u$ último valor
P1C	6750	1,58	$\delta_u$ último valor

Los resultados obtenidos para el CTOD fueron bastante aceptables, superiores a los requeridos por la norma BS 5762, que pide un mínimo de es  $\delta = 0,2 \text{ mm}$ . Los valores completos de fractura se dan en la Tabla 6 del Anexo de tablas.

Se resaltan los altos valores de tenacidad a la fractura, **K** (N/mm<sup>-3/2</sup>), obtenidos. Si a estos valores de tenacidad les aplicamos la ecuación de **Robert y Newton** [40],

$$K_{IC} (Ksi\sqrt{inch}) = 9,35 \cdot CVN^{0,63} (ft - lb) \quad (6)$$

obtenemos valores en torno a  $156 \text{ J} < \text{CVN} < 170 \text{ J}$ , que se aproximan a la resiliencia para  $-40^\circ\text{C}$  en la raíz LF (Anexo tablas, Tabla 5), y  $-30^\circ\text{C}$ , en los cordones superiores, LF, y temperatura próxima a la temperatura de transición de este material, lo que cumple razonablemente con la expresión empírica de *Robert y Newton*.

También, se midió la cantidad de la grieta por fatiga que se encontraba en los 0,5 mm de la LF (excluyendo la cantidad de metal de soldadura), conforme la norma EEMUA 158 apartado A 2.4.4 [39], encontrando las valoraciones dadas en la Tabla VII:

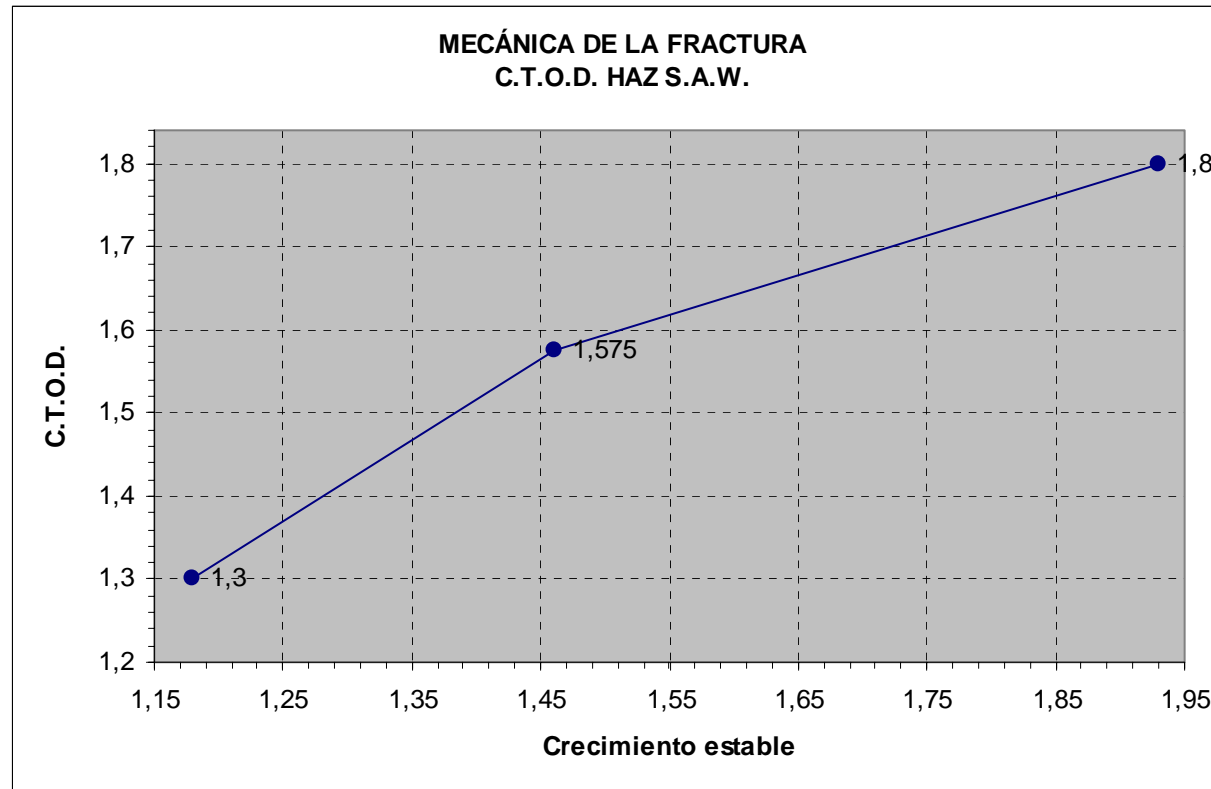
**Tabla VII. Resultados CTOD.**

<b>TABLA VII</b>	
P1A	11% de longitud dentro de los 0,5 mm de L.F.
P1B	48% de longitud dentro de los 0,5 mm de L.F.
P1C	31% de longitud dentro de los 0,5 mm de L.F.

De los valores especificados en la Tabla VII, deducimos que ninguna de las grietas se encuentra al 100% dentro de los 0,5 mm, como requiere dicha norma. Como se observa, en ésta, los mayores porcentajes de longitudes de grietas dentro de los 0,5 mm de LF corresponden a las probetas P1B y P1C, las cuales han tenido fractura frágil.

Las conclusiones obtenidas en los ensayos de mecánica de fractura, sobre las probetas del panel CTOD HAZ, conforme a la referida norma [39], apartado 2.4.4, y a la BS 5762 a  $-10^\circ\text{C}$ , en nuestro proceso de soldadura S.A.W., fueron:

- 1) Los ensayos CTOD fueron válidos conforme a la norma BS 5762.
- 2) Los valores de CTOD encontrados  $\delta = 1,8 \text{ mm}$ ,  $\delta_u = 1,31 \text{ mm}$ ,  $\delta_u = 1,58 \text{ mm}$  excedieron sobradamente el valor mínimo requerido  $\delta = 0,2 \text{ mm}$ .
- 3) Ninguno de los ensayos cumplieron el requerimiento de la norma EEMUA 158 [39], en lo referente a que la totalidad de la longitud de la grieta debe estar dentro de los 0,5 mm de la LF (región de grano grueso).
- 4) En la **Fig. 13**, podemos observar, que a mayores valores de CTOD se produce un valor más alto de crecimiento estable de grieta, como corresponde a una estructura más tenaz.
- 5) La zona intercrítica mostró fragilidad, iniciándose la fractura por esta región de grano fino.



**Fig. 13 CTOD - Crecimiento estable. Proceso SAW.**

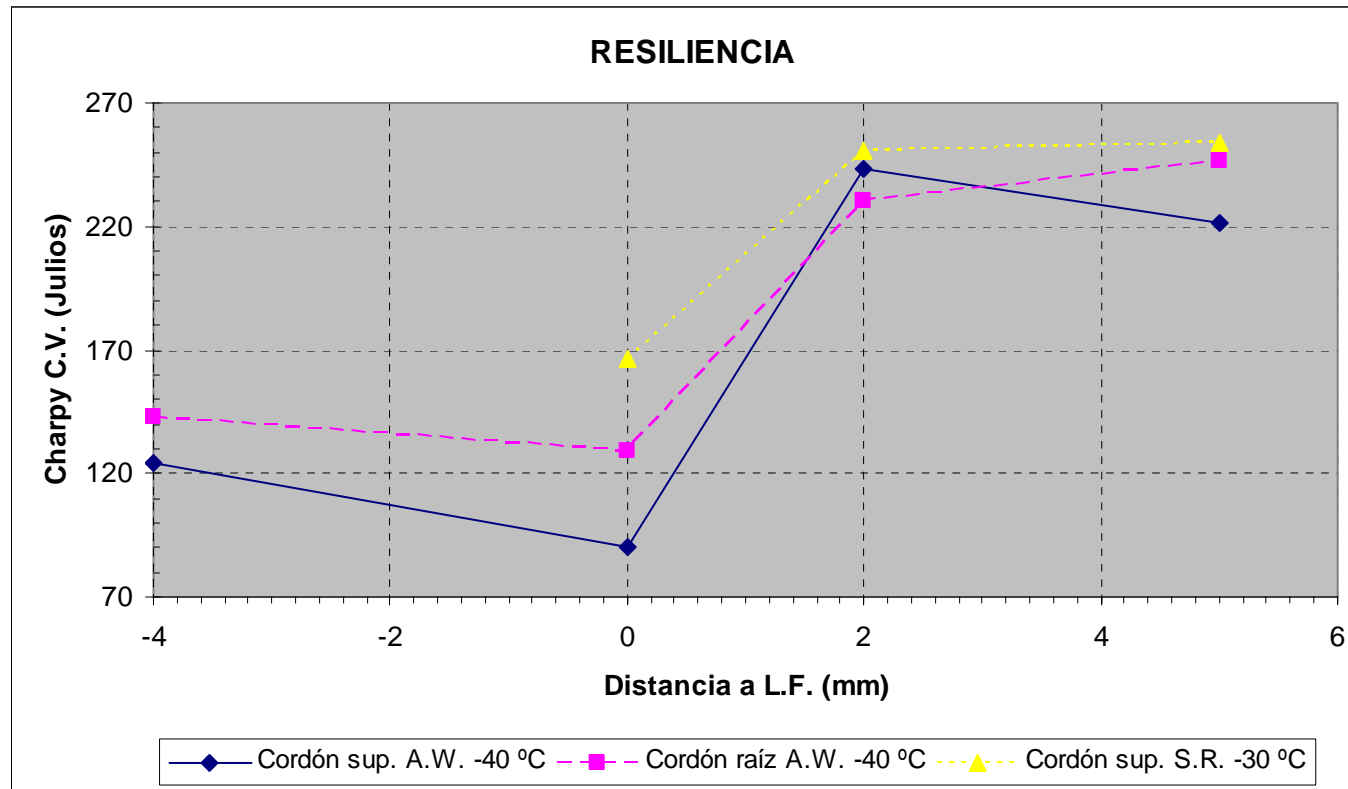
### 3.2.3 Resiliencia. Resultados y conclusiones:

Los ensayos de resiliencia, fueron llevados a cabo sobre una serie de probetas obtenidas del panel soldado, de dimensiones 55 mm × 10 mm × 10 mm y entalla de 2 mm. Estas fueron tomadas tanto sin tratamiento térmico post-soldeo, como con dicho tratamiento; y dieron los resultados que se indican en la Tabla 5 del Anexo de tablas.

De la media de estos resultados, que han sido llevados al gráfico (**Fig. 14**), se hacen las siguientes observaciones:

- \*La resiliencia aumenta con tratamiento térmico post-soldeo.
- \*La resiliencia disminuye considerablemente en la LF.
- \*A medida que nos alejamos de LF, la resiliencia aumenta, debido a la fragilidad que le proporciona la zona de grano grueso.
- \*La resiliencia mínima, 90 J, se encuentra en la LF de los cordones superiores.
- \*Sin tratamiento térmico post-soldeo y temperatura de -40 °C, en LF, la resiliencia en raíz es mayor que en los cordones superiores. Para los puntos que se encuentran a 2 mm de LF, la resiliencia es mayor en los cordones superiores que en la raíz; en parte, debido al tratamiento térmico, que supone el efecto multipasada para los cordones superiores y, en parte a una disminución de la tenacidad por envejecimiento en la raíz. Esta diferencia se hace menos acusada, conforme nos alejamos de LF hacia el metal base.

Como era de esperar, en LF la resiliencia disminuye, tomando los mínimos valores, ya que, como se ha visto, el grano grueso es más frágil y corresponde a una estructura entre cuyos productos de transformación se encuentra la martensítica.



Cordón sup. A.W. -40 °C	123,93	89,93	242,96	221,38
Cordón raíz. A.W. -40 °C	142,9	129,17	230,21	246,23
Cordón sup. S.R. -30 °C		166,44	250,81	253,43

**Fig. 14 Resiliencia - Distancia a LF.**



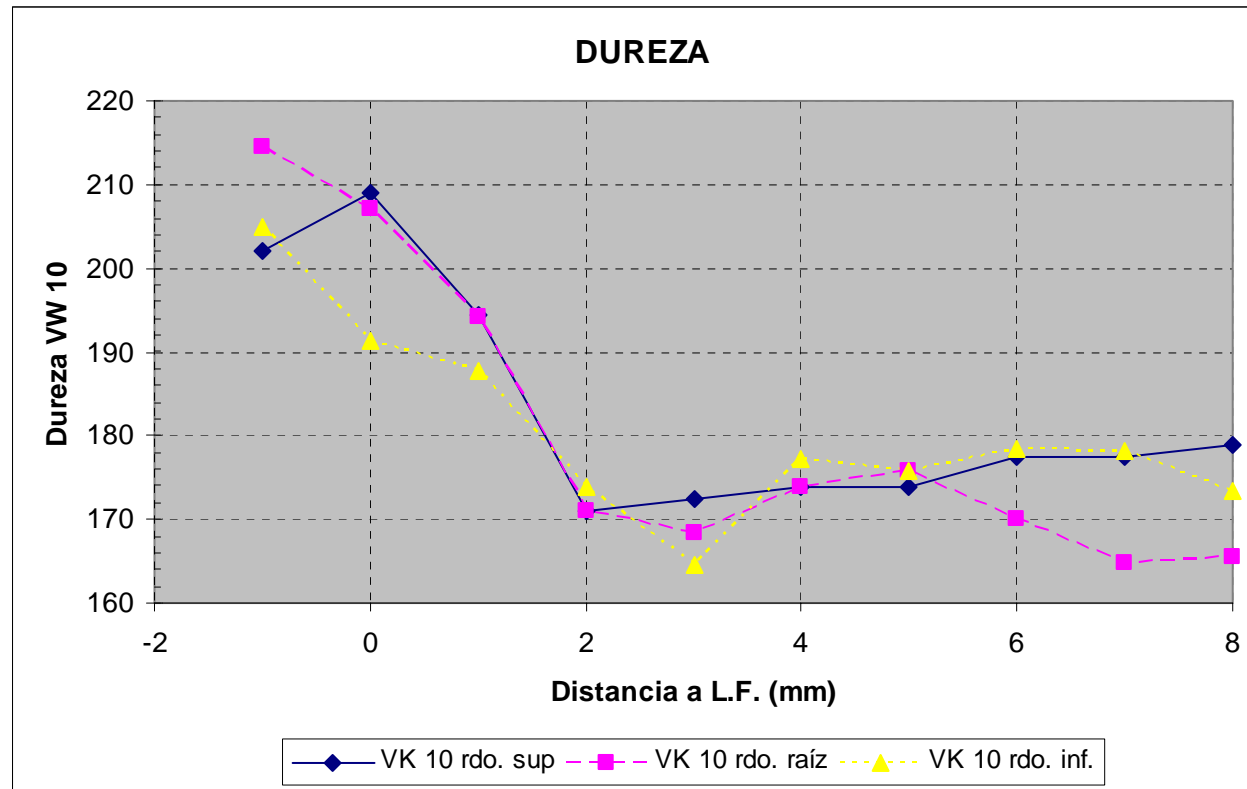
### 3.2.4 Dureza. Resultados y conclusiones:

Comprobaremos una mayor dureza desde LF a la región de grano grueso. También como se ha visto en los ensayos de fractura CTOD, la iniciación de la grieta tiene lugar entre los 2 y 3 mm de LF, incumpliendo la norma que pide el 100% de la longitud de la grieta por fatiga esté dentro de los 0,5 mm de LF, región de grano grueso.

Los ensayos de dureza, han sido llevados a cabo mediante HV Vicker 10, sobre una probeta obtenida del panel soldado de dimensiones 55 mm × 10 mm × 10 mm; y sus resultados quedan reflejados en la gráfica de la **Fig. 15**.

Se observa, que la mayor dureza está localizada en el metal depositado en la raíz, con 215 HV10, que se corresponden con la menor resiliencia y fractura encontrados en la probeta. Esto era de esperar, ya que en esta zona se encuentra el mayor tamaño de grano y la mayor fragilidad, lo que incide en una mayor dureza. En la gráfica de dureza (**Fig. 15**) se observa un paralelismo entre la dureza de los cordones superiores, raíz e inferiores.

En el ensayo de dureza HV10 llevado a cabo sobre la probeta, en tres secciones de su espesor, se obtuvieron valores razonablemente parecidos, correspondiendo el valor más alto a la raíz. De la observación de estos valores, se deduce que el perfil de la gráfica obtenida HV10 / distancia L.F. corresponde al esperado para un acero templado y revenido, teniendo una dureza elevada en el W.M. y zonas próximas a la LF, para ir disminuyendo, a consecuencia del recocido que sufre el material por efecto de las continuas pasadas, y terminando en una dureza, que aún siendo superior a la zona de recocido, es inferior a la del W.M.



VK 10 rdo. sup.	202	208,966	194,483	171,034	172,414	173,931	173,931	177,379	177,4	178,966
VK 10 rdo. raíz	214,483	207,034	194,3	171,034	168,276	173,931	175,862	170,069	164,828	165,517
VK 10 rdo. inf.	204,966	191,379	187,779	173,793	164,552	177,103	175,862	178,483	178,209	173,379

**Fig. 15 Dureza - Distancia a L.F.**

### 3.2.5 Análisis comparativo de los resultados obtenidos:

#### 3.2.5.1 Dureza - Resiliencia:

Si comparamos estos valores de dureza con los de resiliencia obtenidos en el péndulo de Charpy, en función a la distancia de LF, deducimos que los puntos de inflexión de mayor dureza corresponden a la menor resiliencia y viceversa (**Fig. 16**). En este gráfico, dureza/resiliencia, se han representado los valores obtenidos en la probeta que estamos probando, en los cordones superiores y de raíz, obteniendo, como puede verse, una aproximación entre los valores obtenidos en la raíz y los obtenidos en los cordones superiores.

No se observa una significativa disminución de la resiliencia en la región intercrítica.

La mayor dureza se obtiene en el W.M. y LF, así como zonas más próximas a dicha L.F., disminuyendo conforme nos alejamos de la zona de mayor calentamiento.

También se puede observar que la raíz muestra una ligera mayor dureza que los cordones superiores, debido al ciclo térmico sufrido en esa zona que le da mayor fragilidad. Como consecuencia de lo anterior, son los cordones superiores los que muestran una mayor resiliencia.

#### 3.2.5.2 Resiliencia - Tenacidad:

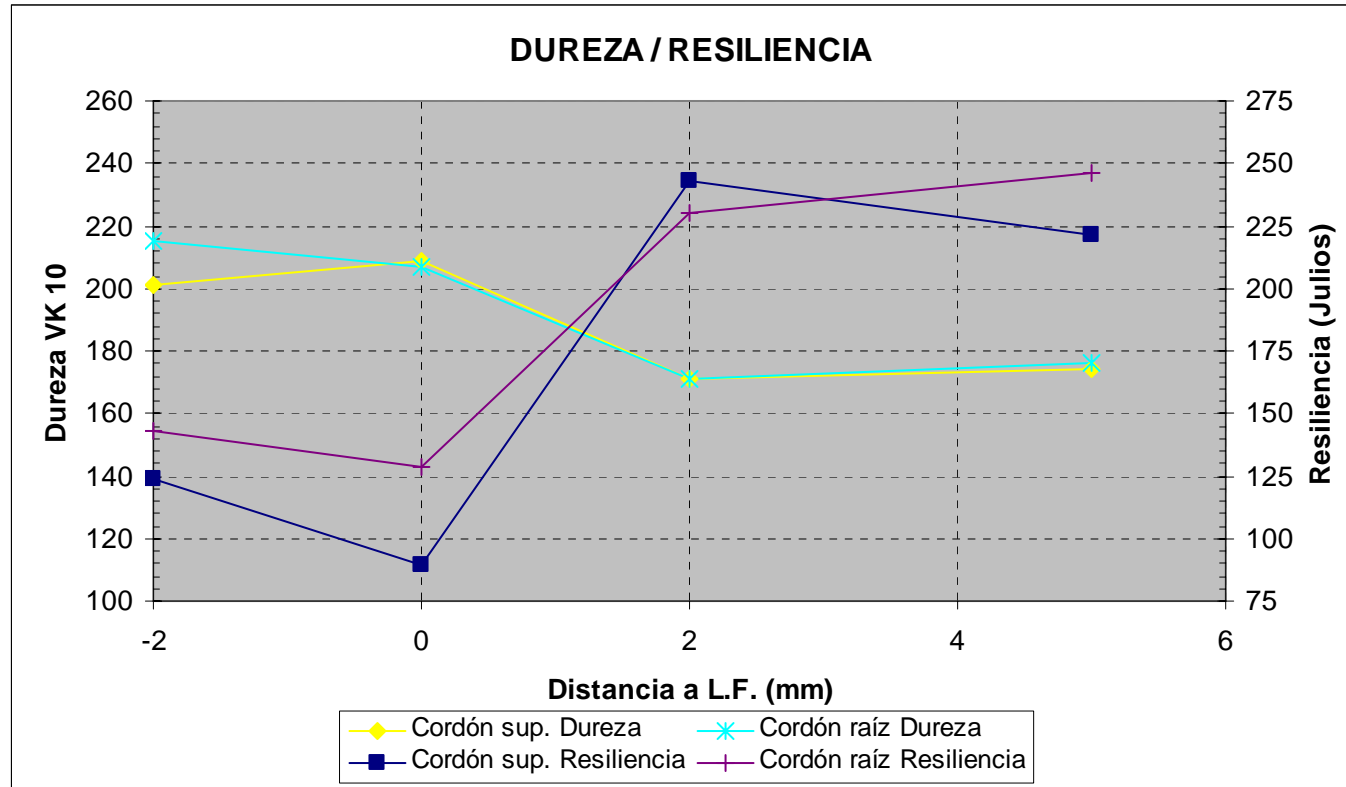
Se ha establecido un estudio comparativo de la resiliencia y tenacidad a la fractura [41], utilizando la fórmula empírica exponencial que **Roberts** y **Newton** establecieron con valores experimentales, y que viene dada por la ecuación (6).

Esta relación se representa en la **Fig. 17**, donde los valores en unidades inglesas han sido transformados en unidades del S.I., en Julios y  $N \times mm^{-3/2}$ .

Esta fórmula empírica es razonablemente aceptable, para aceros con temperaturas de transición por encima de la estimada según **Wellman** [42], por la siguiente expresión:

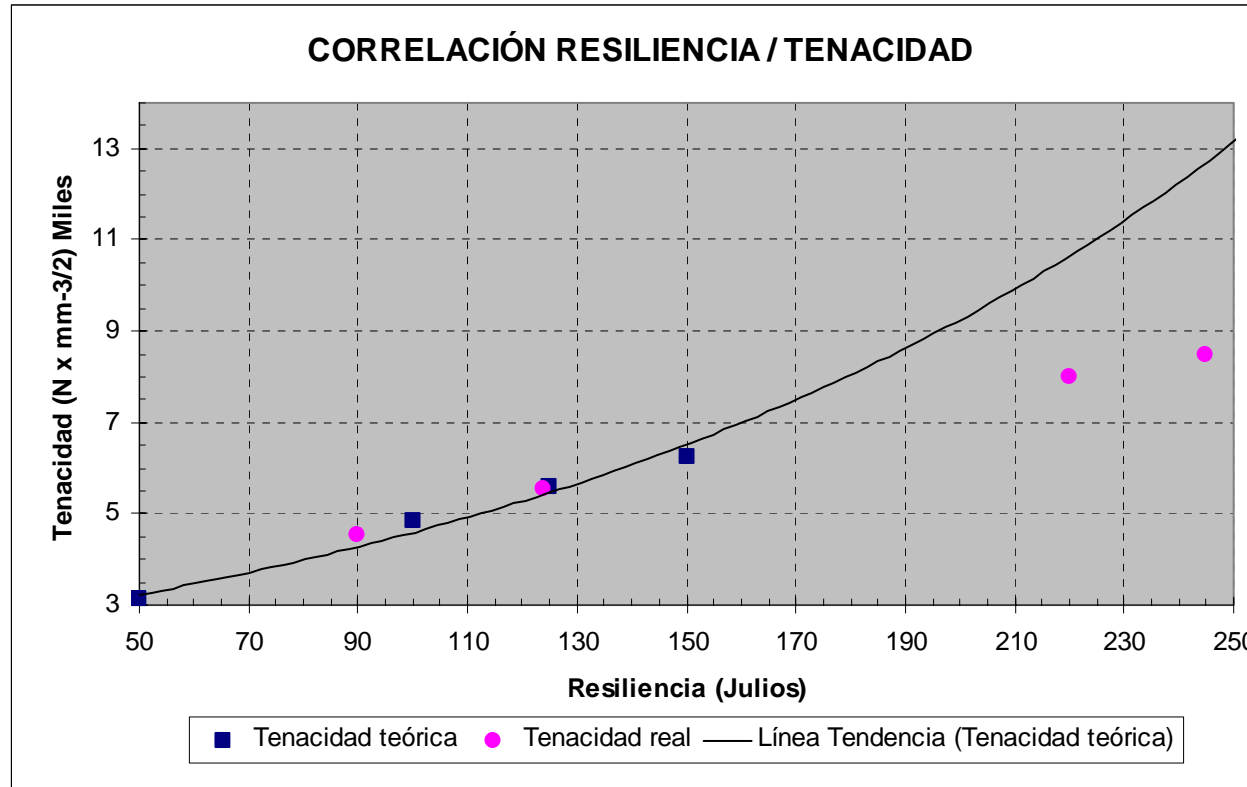
$$T (^{\circ}F) = 215 - 1,5 \sigma_{ys} = 117 ^{\circ}F = 47 ^{\circ}C,$$

para aceros con límite elástico,  $\sigma_{ys}$ , comprendidos entre  $36 \text{ Ksi} = 249 \text{ N/mm}^2 < \sigma_{ys} < 140 \text{ Ksi} = 966 \text{ N/mm}^2$ .



Cordón sup. Dureza	201,379	208,966	171,034	173,931
Cordón raíz Dureza	214,897	207,103	171,034	175,862
Cordón sup. Resiliencia	123,734	89,657	242,961	221,073
Cordón raíz Resiliencia	143,133	128,541	230	246,567

**Fig. 16 Dureza - Resiliencia - Distancia a L.F.**



Tensión teórica	3,128		4,841		5,571	6,25		
Tensión real		4,524		5,543			7,978	8,469

Fig. 17 Resiliencia - Tenacidad.

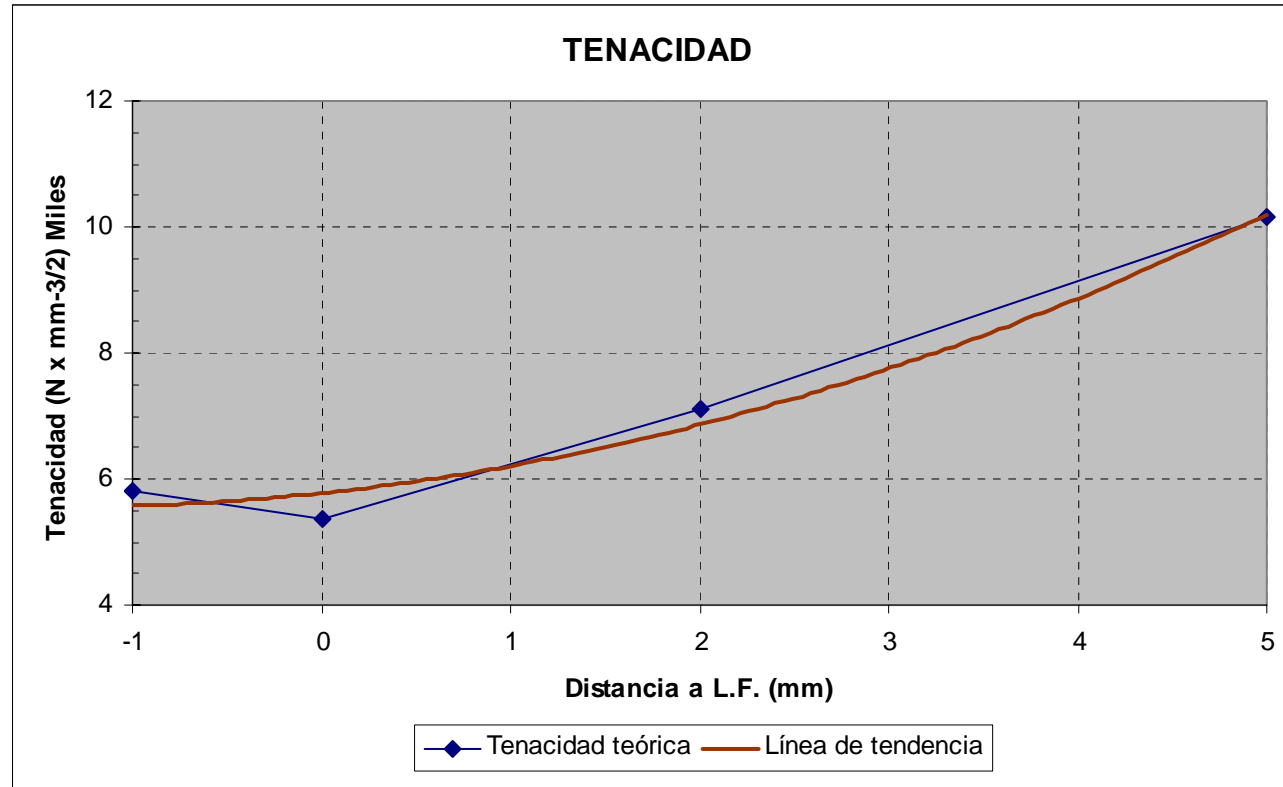
En la **Fig. 17** se han representados los resultados obtenidos para la misma probeta a  $T = -30$  °C, después de un tratamiento térmico, cuya máximo incremento de temperatura fue de 250 °C a la hora. Así, aseguramos que después del tratamiento térmico, se cumple la resiliencia que la norma [43] requiere, de esta forma la disminución de la resiliencia que el tratamiento ha podido dar, queda compensado por el incremento de temperatura.

Por otro lado, se ha representado la variación de la tenacidad a la fractura teórica, a través de la ecuación de **Roberts** y **Newton** (6), ya puesta en unidades del S.I., en función a la distancia a la línea de fusión (**Fig. 18**), y la correlación entre los valores de la resiliencia y la tenacidad a la fractura, ambos relacionados con esta distancia a LF (**Fig.19**), donde se observa una caída de la tenacidad, es decir, una mayor fragilidad en LF. Estos valores aumentan en la medida que nos alejamos de esta zona, incrementándose en la ZAC hacia metal base. Asimismo, el valor teórico por **Roberts** y **Newton** coincide con el valor experimental, justo en L.F., no ocurriendo así a 1,5 mm de L.F., donde el valor teórico en función de la resiliencia por la ecuación de **Roberts** y **Newton** nos da un valor de  $6.500 \text{ N/mm}^{3/2}$ , y como valor experimental tenemos  $4.754 \text{ N/mm}^{3/2}$ . Esta caída de la tenacidad a la fractura, en el valor experimental, está justificada por la fragilidad de la región de grano grueso, a la que corresponde el punto 1,5 mm de la L.F. No obstante, para detectar esta fragilidad es, entre otras razones, para lo que se lleva a cabo los ensayos de mecánica de fractura (CTOD).

### 3.2.5.3 Resiliencia - Tensión Residual:

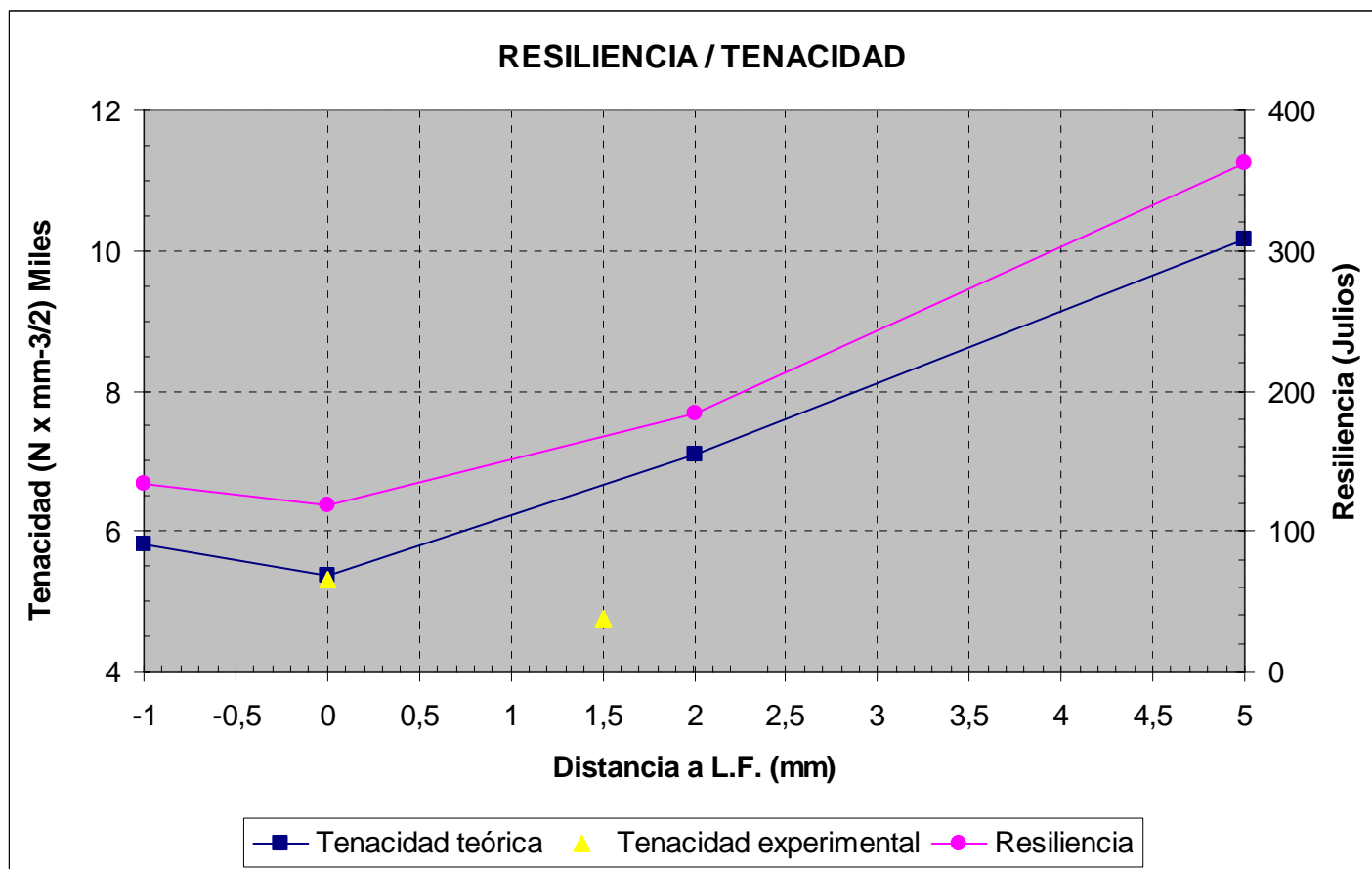
Se ha establecido un estudio comparativo entre la resiliencia y la tensión residual. Para ello, hemos tomado los valores de resiliencia obtenidos para la probeta del apartado anterior; y para la tensión residual hemos aplicado la ecuación (54) (apart. II Fundamentos teóricos), la cual, tal como comentaremos en el apartado 3.3.8, queda validada por los resultados experimentales que obtuvimos, en nuestro proceso SAW de soldadura:

$$\sigma_x (y) = \sigma_m \cdot \left( 1 - \left( \frac{y}{b} \right)^2 \right) \cdot \exp \left( - \frac{l}{2} \cdot \left( \frac{y}{b} \right)^2 \right)$$



Tenacidad teórica	5,807	5,358	7,096	10,158
-------------------	-------	-------	-------	--------

Fig. 18 Tenacidad - Distancia a L.F.



Tenacidad teórica	5,807	5,358		7,096	10,158
Tenacidad experimental		5,311	4,754		
Resiliencia	134	118		184	362

**Fig. 19 Resiliencia - Tenacidad - Distancia a LF.**



donde:

$\sigma_m$  = máxima tensión en el ECS. Se tomará como valor del límite elástico (N/mm<sup>2</sup>).

$y$  = distancia al ECS (mm).

$b$  = ancho de tensiones residuales de tracción (mm) (ver **Fig. 24-A**, apart. *II Fundamentos teóricos*).

De esta forma, en la **Fig. 20**, se ha representado la correlación entre las tensiones residuales y la resiliencia. En ella observamos que conforme aumenta la resiliencia, la tensión residual va disminuyendo, aunque de una manera poco acusada.

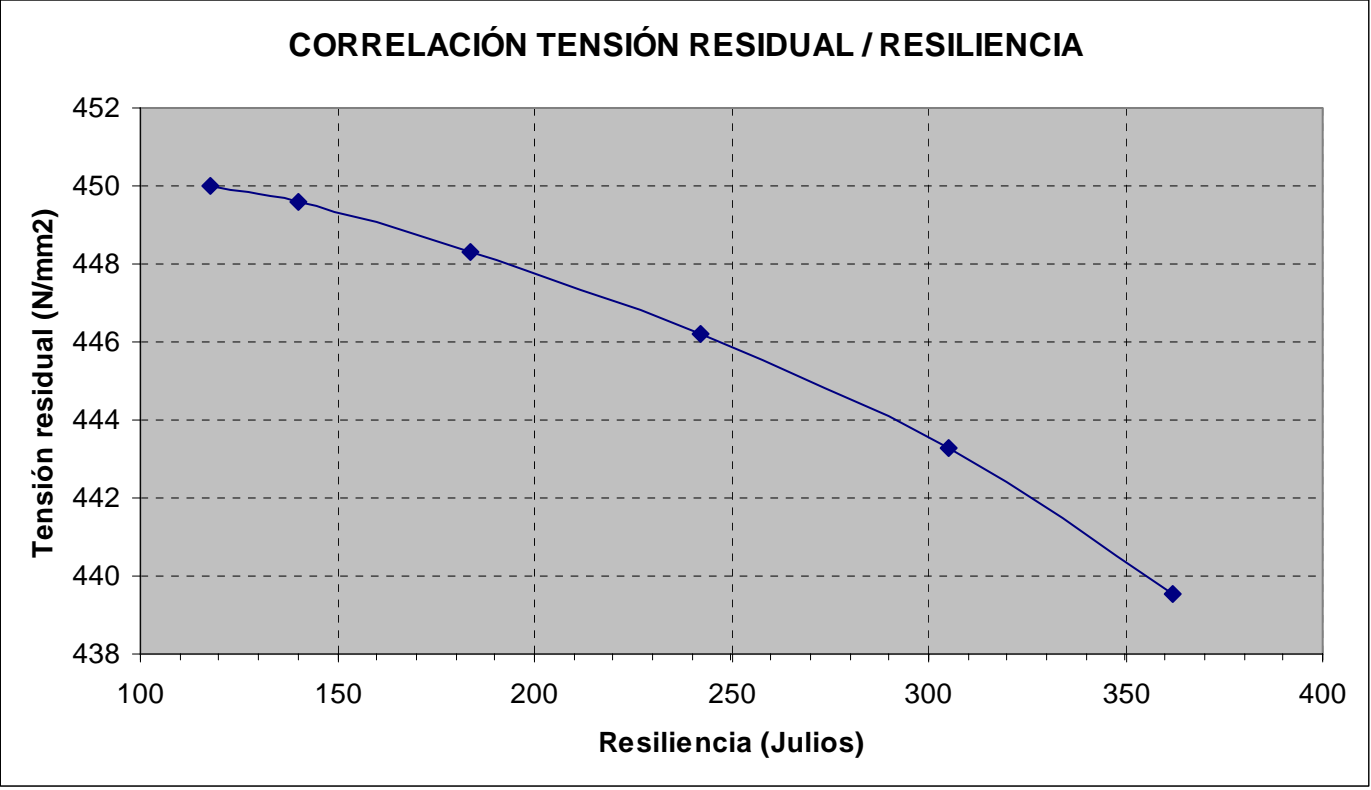
Por otro lado, en la **Fig. 21**, tenemos la relación existente entre la tensión residual y la resiliencia, con respecto a la distancia a la línea de fusión. Como observamos, en la LF el valor de la resiliencia es el mínimo, 118 Julios. Conforme nos alejamos de esta, dicho valor va aumentando, alcanzando un total de 362 Julios a 5 mm de ella. Sin embargo, la tensión residual es máxima en la LF con un valor de 450 N/mm<sup>2</sup>, y conforme nos alejamos de ella, va disminuyendo, aunque de manera menos acusada, hasta un valor de 439 N/mm<sup>2</sup> a 5 mm de la LF.

#### 3.2.5.4 Tenacidad - Tensión Residual:

Se ha establecido un estudio comparativo entre la tenacidad a la fractura y la tensión residual. Para ello, hemos tomado los valores de la tenacidad obtenidos en el apartado 3.2.6; y para la tensión residual hemos aplicado la ecuación (54) (apart. *II Fundamentos teóricos*) que veíamos antes.

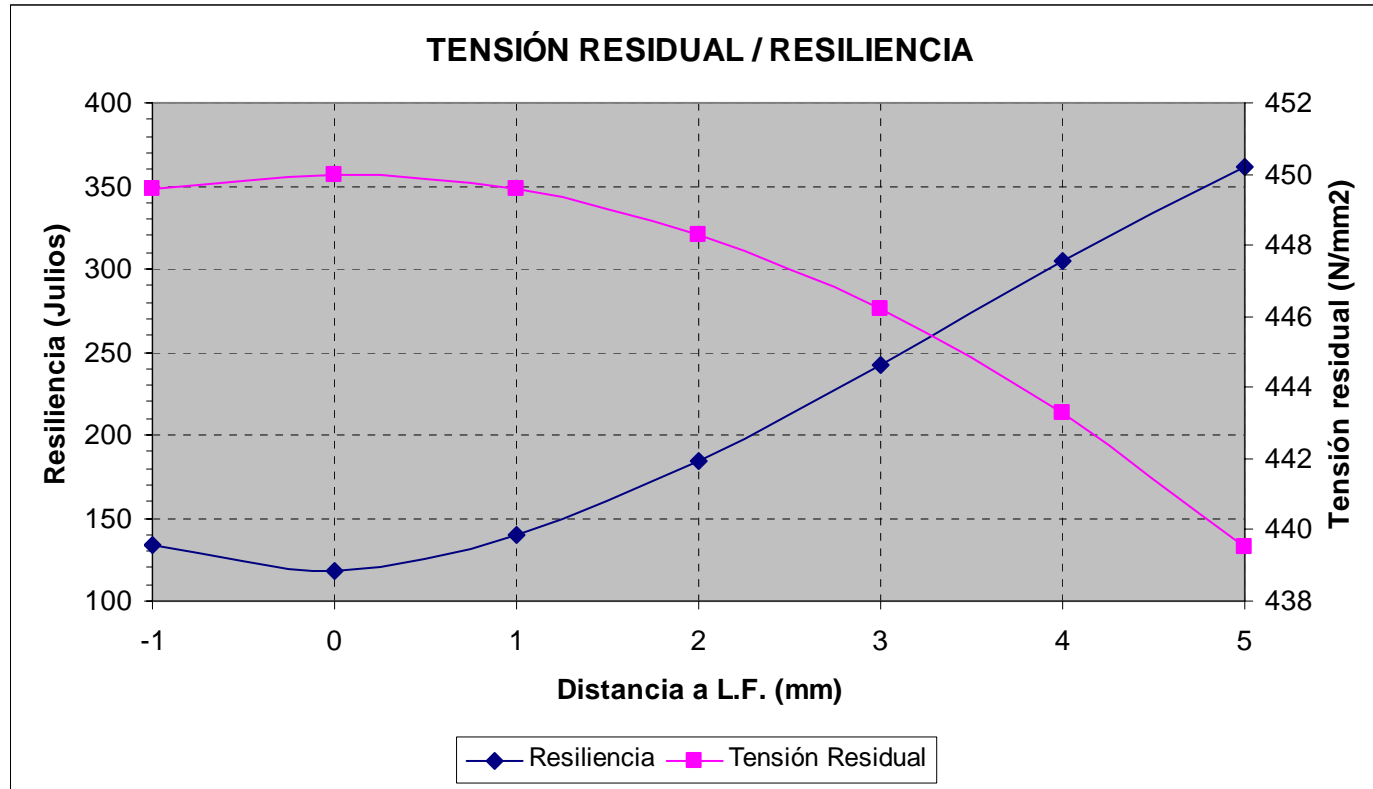
Así, en la **Fig. 22**, podemos ver la correlación existente entre los valores de la tenacidad a la fractura y los de la tensión residual obtenidos. Como observamos, conforme la tenacidad aumenta, la tensión residual va disminuyendo.

En la **Fig. 23**, se ha representado la relación entre la tensión residual y la tenacidad a la fractura, con respecto a la distancia a la LF.; donde se observa una caída de la tenacidad, es decir, una mayor fragilidad en la LF. Estos valores aumentan en la medida que nos alejamos de esta zona.



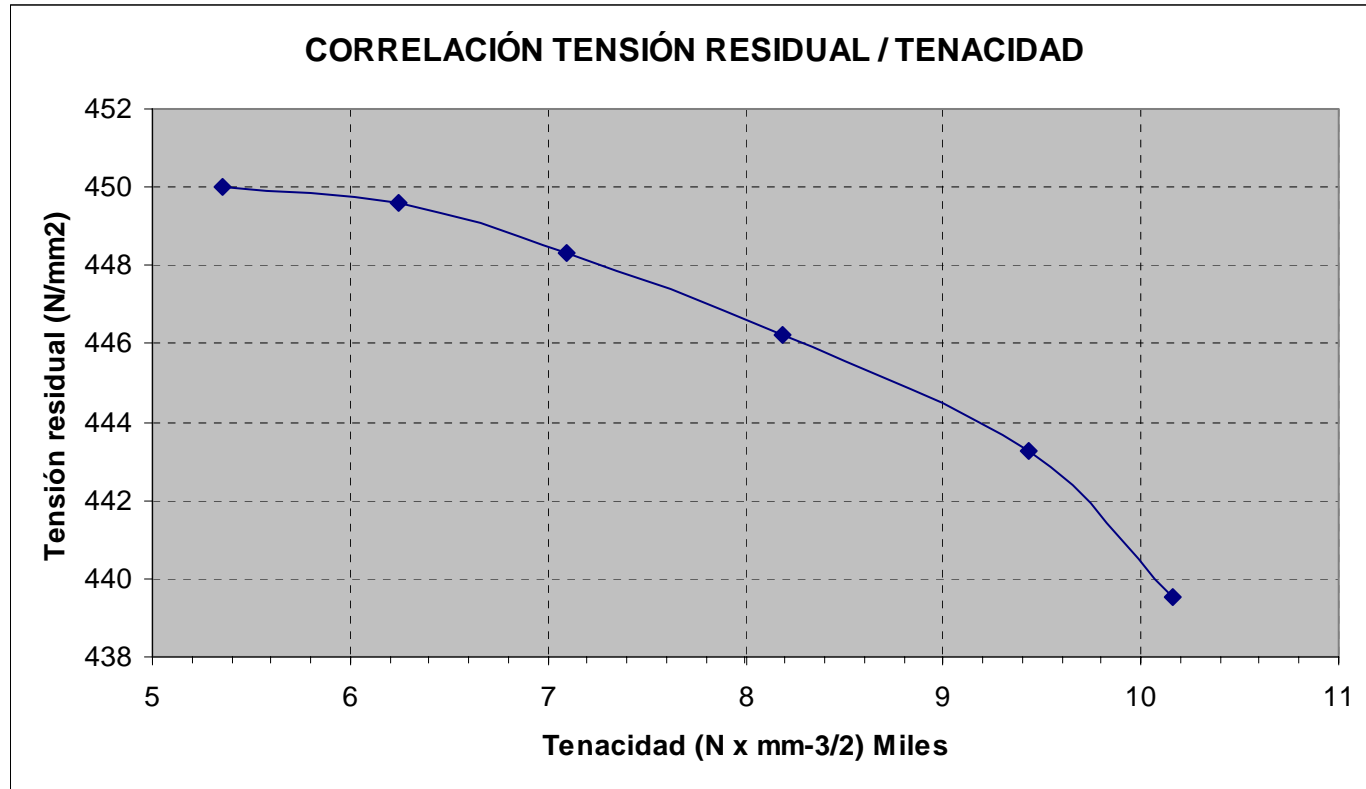
Resiliencia (Julios)	118	140	184	242	305	362
Tensión residual (N/mm <sup>2</sup> )	450	449	448	446	443	439

Fig. 20 Tensión residual - Resiliencia.



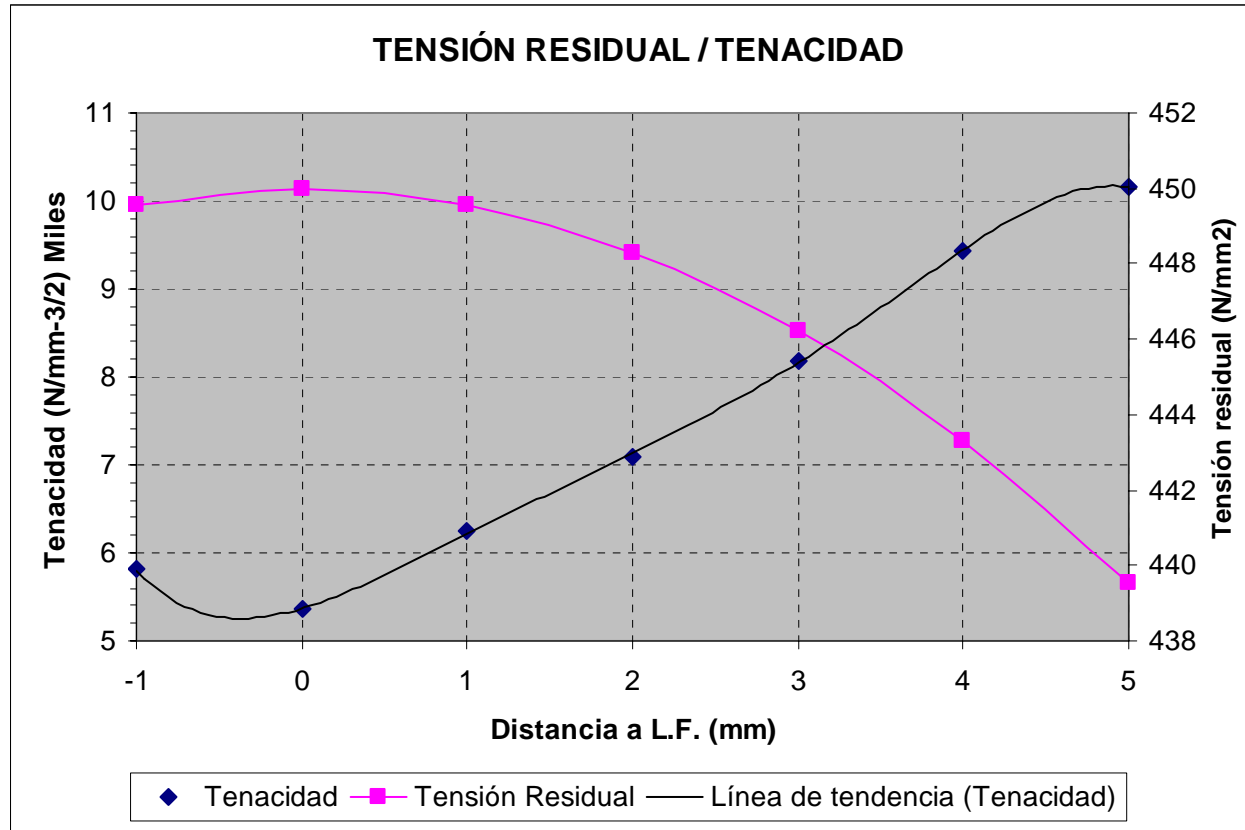
Resiliencia (Julios)	134	118	140	184	242	305	362
Tensión residual (N/mm <sup>2</sup> )	449	450	449	448	446	443	439

**Fig. 21 Tensión residual - Resiliencia - Distancia a LF.**



Tenacidad (N x mm <sup>-3/2</sup> )	5,358	6,240	7,096	8,190	9,432	10,158
Tensión residual (N/mm <sup>2</sup> )	450	449,578	448,314	446,212	443,278	439,522

**Fig. 22 Tensión residual - Tenacidad.**



Tenacidad (N x mm <sup>-3/2</sup> )	5,807	5,358	6,240	7,096	8,190	9,432	10,158
Tensión residual (N/mm <sup>2</sup> )	449,578	450	449,578	448,314	446,212	443,278	439,522

**Fig. 23 Tensión residual - Tenacidad - Distancia a L.F.**

Sin embargo, para la tensión residual ocurre lo opuesto. Ésta es máxima en la LF, y conforme nos alejamos de esta, va disminuyendo su valor.

Estos resultados obtenidos, eran de esperar, debido a las relaciones estudiadas anteriormente entre la tenacidad - resiliencia y entre la resiliencia - tensión residual.

### 3.2.5.5 Conclusiones del análisis comparativo:

Del análisis comparativo que hemos establecido entre los resultados obtenidos, podemos extraer las siguientes conclusiones:

1. Dureza – Resiliencia: los puntos de inflexión de mayor dureza corresponden a la menor resiliencia y viceversa. La mayor dureza se obtiene en el W.M. y LF, así como zonas más próximas a dicha L.F., disminuyendo conforme nos alejamos de la zona de mayor calentamiento. Mientras que para la resiliencia ocurre lo contrario.
2. Resiliencia – Tenacidad: existe una correlación entre los valores obtenidos para la resiliencia y la tenacidad a la fractura, a través de la ecuación empírica que **Roberts** y **Newton** establecieron con valores experimentales. Se observa una caída de la tenacidad, es decir, una mayor fragilidad en la LF. Estos valores aumentan en la medida que nos alejamos de esta zona, incrementándose en la ZAC hacia metal base. Con la resiliencia ocurre lo mismo, es decir, su valor es mínimo en la LF, y conforme nos alejamos de esta, va aumentando.
3. Resiliencia – Tensión residual: conforme la resiliencia va aumentando su valor, la tensión residual va disminuyendo. De esta forma, tal como comentábamos antes, la resiliencia es mínima en la LF, siendo en este punto donde alcanzamos la máxima tensión residual. Conforme nos alejamos de esta, la resiliencia va aumentando de modo considerable, mientras que la tensión residual va decreciendo de forma menos acusada.
4. Tenacidad – Tensión residual: tal como era de esperar, de las relaciones anteriores establecidas entre la tenacidad a la fractura y resiliencia, así como de ésta con la tensión residual, conforme la tenacidad aumenta al alejarnos de la LF, los valores de la tensión residual van disminuyendo.

### 3.3 Estudio de tensiones residuales por el método del agujero ciego:

#### 3.3.1 Preparación del trabajo:

Para la medida de las tensiones residuales por el método del agujero ciego, y siguiendo los pasos explicados en la introducción teórica, se prepara una probeta de dimensiones, 300 mm × 300 mm × 10 mm (**Fig. 24**), en acero de calidad 450 EMZ, el cual hemos analizado su comportamiento en la presente memoria. La probeta fue soldada en el proceso de soldadura SAW, que es uno de los que aporta mayor energía y del que consecuentemente se obtienen mayores tensiones residuales de origen térmico. Los parámetros utilizados en dicho proceso de soldadura se dan en la **Tabla VIII** (**Fig. 25**).

**Tabla VIII.** Proceso de soldadura para arco sumergido (S.A.W.),  $\eta = 0,9$ .

TABLA VIII				
Cordón	I (A)	V (Voltios)	v (mm/min)	E.A. (KJ/mm)
1	500	28	550	1,527
2	600	30	550	1,963

La probeta fue preparada con rosetas del tipo CEA XX-062UM-120, orientando siempre la galga 1 en la dirección del cordón de soldadura y paralelo a éste (**Fig. 17**, apart. *II Fundamentos teóricos*), y la galga 3 perpendicular al cordón. En cuanto a las distancias donde estas galgas fueron colocadas, con respecto al ECS, está representado en el esquema de la **Fig. 15**, apart. *II Fundamentos teóricos*.

Asimismo, el trabajo se ha completado con el estudio del ciclo térmico (ver Anexo de este capítulo), que han sido llevado a cabo mediante la ecuación de **Rosenthal**, partiendo de los datos de los parámetros de soldeo y propiedades físicas del acero 450 EMZ.

Este estudio térmico complementa el de tensiones residuales, ya que nos permite establecer, al menos de una forma cualitativa, la relación existente entre las tensiones de origen térmico creadas y las temperaturas pico alcanzadas en los distintos puntos de la ZAC, tomando como origen la línea de fusión (LF).

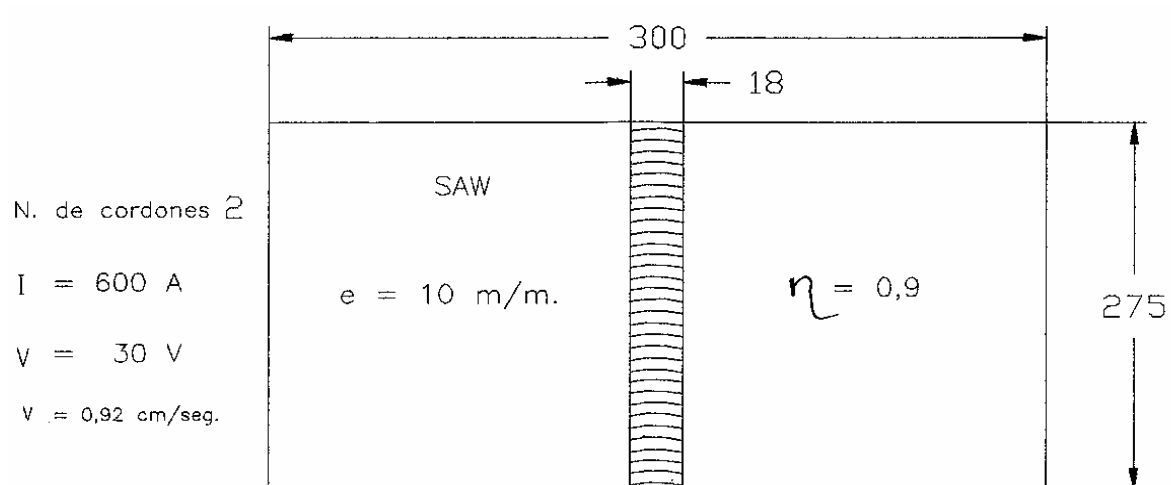


Fig. 24 Muestra para análisis de tensiones residuales en el proceso de soldadura SAW.

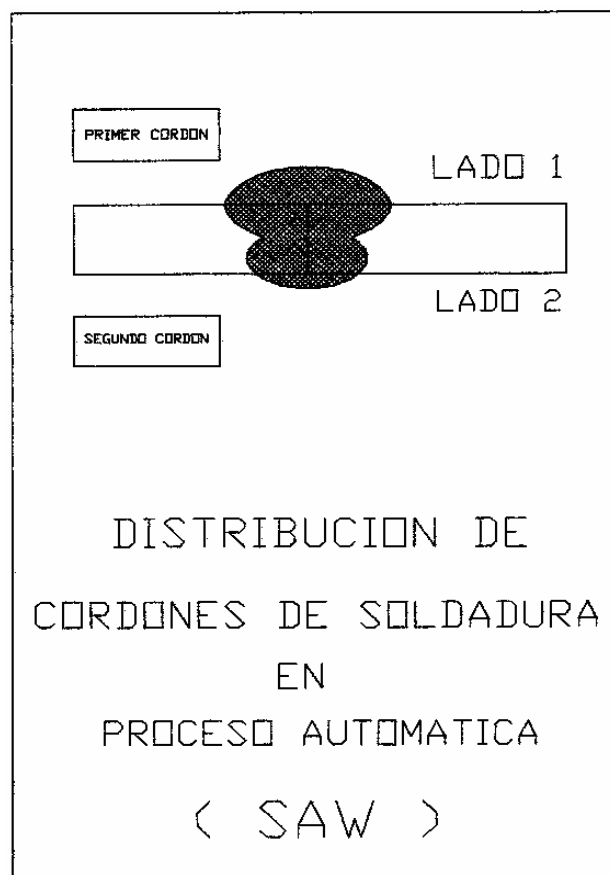


Fig. 25 Distribución de cordones.



Dentro del estudio y comportamiento de la zona afectada por el calor (ZAC), el estudio de tensiones residuales aporta un conocimiento muy valioso del comportamiento de la microestructura, cuando ésta es sometida al ciclo térmico por la energía calorífica aportada por una soldadura. Determinaremos que las tensiones de origen térmico varían con la distancia al ECS, de los microaleantes del acero, y del ciclo térmico, sobre todo de su velocidad de enfriamiento y su microestructura.

### **3.3.2 Objeto del ensayo:**

El presente análisis de tensiones residuales nos permitirá determinar el comportamiento del acero 450 EMZ, su relación con el ciclo térmico, el grado de aceptación de las tensiones originadas como consecuencia del flujo térmico y zona donde éstas se producen.

Estas tensiones residuales condicionan el nivel de aceptación de las tensiones de servicio, haciendo que la grieta se propague a tensiones nominales menores, esta situación tiene influencia sobre los ensayos de mecánica de fractura (CTOD) , dando lugar a valores modificados. Ni que decir tiene, la gran influencia que para la resistencia de una estructura soldada tienen estas tensiones residuales, que como deducimos del presente estudio, pueden llegar a ser del orden del límite elástico; lo que unido a defectos en la ZAC puede comportar el colapso de una estructura soldada. Por lo que del presente análisis se deduce la importancia que puede tener un ensayo como es el del agujero ciego, que siendo un ensayo no destructivo, con posibilidades de medir "*in situ*", nos permite conocer las tensiones residuales en la soldadura y en su ZAC.

Los objetivos del presente estudio son:

- 1º) Determinar el nivel de tensiones de origen térmico que pueden producirse en el proceso de soldadura SAW.
- 2º) Encontrar un posible estado bitensión (tensiones residuales transversales + tensiones residuales longitudinales), que pueda implicar comportamientos de la microestructura que faciliten la formación de la grieta y propagación.
- 3º) Establecer el nivel de tensiones residuales, que en mayores espesores hagan aconsejables el uso de un tratamiento post-soldeo de alivio de tensiones.

- 4º) Comprobar la fiabilidad del método del agujero ciego para el estudio de tensiones residuales, lo que se analizará mediante rosetas de tres galgas y el análisis de resultados de las curvas de deformación liberada, tensiones uniformes equivalentes e incremento de tensiones.

De los métodos actuales para medir tensiones residuales:

- Técnica de relajamiento de tensiones.
- Difracción de rayos X.
- Ultrasonidos.
- Técnicas de propagación de grietas.

el método del agujero ciego, dentro del sistema de relajación de tensiones, tiene sobre todo las siguientes ventajas:

- Movilidad del equipo que le hace apto para medidas, incluso "*in situ*", no sólo en laboratorio.
- El análisis está normalizado según A.S.T.M., método E837-85 [15].

### 3.3.3 Materiales:

Aunque las propiedades del material han sido ampliamente tratadas, resumimos aquí las que siguen:

Los aceros 450 EMZ, aceros templados y revenidos de límite elástico 450 N/mm<sup>2</sup>, son utilizados en estructuras principales (resistentes) por su elevado límite elástico y buena soldabilidad,  $CE \leq 0,4$ . Estos aceros utilizan el efecto de aumento de resistencia que supone la transformación martensítica, al pasar de una estructura austenítica a perlítica, a través de un enfriamiento rápido, aproximadamente desde los 900 °C. Como resultado, se obtiene una microestructura de grano fino en un bajo decrecimiento de la soldabilidad y una buena tenacidad a la fractura en la ZAC. Los microaleantes ayudan al mecanismo de frenado en el tamaño de crecimiento de grano. No obstante, ya hemos indicado los motivos por los que la energía aportada, H.I., debe ser controlada.

En el Anexo de tablas (Tabla 1 y Tabla 2), se especifican composición química y propiedades mecánicas de este material.

Las propiedades físicas a considerar para el presente estudio son:

- Módulo de **Young**,  $E = 205.000 \text{ (N/mm}^2\text{)}$ .
- Módulo de **Poisson**,  $\nu = 0,3$ .
- Temperatura de fusión,  $T_f = 1.527 \text{ (}^\circ\text{C)}$ .
- Conductividad,  $\lambda = 9,84 \times 10^{-2} \text{ (cal/cm s }^\circ\text{C)}$ .
- Densidad,  $\rho = 7,85 \text{ (Kg/dm}^3\text{)}$ .
- Calor específico por unidad de volumen,  $C_p = 4,5 \times 10^6 \text{ (J/m}^3 \text{ }^\circ\text{C)}$ .
- Difusividad,  $a = 9,1 \times 10^{-6} \text{ (m}^2\text{/s)}$ .

### 3.3.4 Descripción del método:

El procedimiento implica resumidamente los siguientes pasos:

- Preparar la superficie de la probeta, donde la roseta (galga) va a fijarse, teniendo un exquisito cuidado de limpiar bien, para conseguir la mejor adherencia posible de la roseta en el punto donde las tensiones residuales van a medirse.
- La roseta es fijada a un indicador de deformación estática conectado a un puente de **Wheatstone**, con el que se obtendrán los valores de la deformación liberada para distintas profundidades.
- Se fija un taladro que va acompañado de un elemento óptico, que nos permite centrar el agujero en el portabrocas para taladrar. La broca, de 1,5 mm aproximadamente, gira a un elevado número de revoluciones con objeto de evitar que el calentamiento procedente del taladro introduzca tensiones en el metal base.
- Se ajusta a cero el circuito que está conectada a la galga, y se procede a taladrar el centro de la roseta profundizando por capas de 0,005", hasta una profundidad de 0,080" tomando las correspondientes lecturas de las deformaciones liberadas.
- Se calculan, partiendo de dichos datos, las tensiones residuales y las direcciones de las tensiones principales.

Dado el pequeño taladro y su profundidad, este método no puede ser considerado como ensayo destructivo.

### 3.3.5 Ciclo térmico:

El estudio teórico del ciclo térmico fue llevado a cabo mediante las ecuaciones de **Rosenthal** [44], que en 1.935 enunció y desarrolló para una fuente de calor en movimiento como es una soldadura. La ecuación diferencial de la que se parte es la estudiada en el apart. *II Fundamentos teóricos*, cap. 2.5, ecuación (3).

$$\frac{\delta^2 T}{\delta X^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta Y^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta Z^2} = \frac{C \rho}{\lambda} \cdot \frac{\delta T}{\delta t}$$

donde:

$\lambda$  = conductividad térmica en (J m<sup>-1</sup> s<sup>-1</sup> K<sup>-1</sup>).

$C \rho$  = capacidad térmica en volumen (J m<sup>-3</sup> K<sup>-1</sup>).

La resolución de esta ecuación, para chapa fina y una fuente instantánea de calor, viene dada por las ecuaciones (10) y (16) (apart. *II Fundamentos teóricos*).

Chapa fina:

$$T = T_0 + \frac{q/v}{d \sqrt{(4 \pi \lambda C \rho t)}} \exp\left(-\frac{r^2}{4 a t}\right)$$

$$T_p = T_0 + \sqrt{\left(\frac{2}{\pi e}\right)} \frac{q/v}{2 d C \rho r}$$

$$t_{8/5} = \frac{q/v d}{4 \pi \lambda C \rho} \left( \frac{1}{773 - T_0} - \frac{1}{1.073 - T_0} \right)$$

siendo:

T = temperatura alcanzada en un punto (K).

$T_o$  = temperatura ambiente = 300 (K).

$q = \eta \cdot V \cdot I$  (J/s) o (W).

$\lambda$  = conductividad térmica (J/s m K).

$a = \lambda/C_p$  = difusividad térmica (m<sup>2</sup>/s).

$C_p$  = calor específico por unidad de volumen (J/m<sup>3</sup> K).

$t$  = tiempo (s).

$e = 2,718$  base de los logaritmos neperianos.

$d$  = espesor de la chapa (m).

$v$  = velocidad de desplazamiento de la fuente (m/s).

Para el caso de la chapa de 10 mm que estamos considerando y para un valor de  $q = 600 \times 30 \times 0,92 = 16.200$  J/s:

$r$  = distancia a la línea central de soldadura (m).

$v = 9,2$  mm/s.

$$C_p = 4,5 \times 10^6 \left( \frac{J}{m^3 K} \right).$$

$T_o = 300$  K.

$$d' = \sqrt{\left[ \frac{q}{2 C_p r} \left( \frac{1}{773 - T_o} + \frac{1}{1.073 - T_o} \right) \right]} = 26 \text{ mm}.$$

$d' > d = 10$  mm, luego para la muestras consideradas estamos en chapa fina, ya que el espesor crítico estaría para valores en torno a 26 mm como máximo. No obstante, para una mejor operativa se ha preparado un programa de ordenador (Anexo del capítulo 3.1) que nos permite detectar el espesor crítico y así como si estamos en espesores de chapa gruesa o delgada. Para chapa delgada, rango al que pertenece nuestra probeta, la ecuación a utilizar es la ecuación (8) (apart. II Fundamentos teóricos).

$$T = T_0 + \frac{q}{2 \pi \lambda d} \exp\left(-\frac{\nu \varepsilon}{2 a}\right) K_0\left(\frac{V R}{2 a}\right)$$

donde  $R = \sqrt{\varepsilon^2 + Y^2 + Z^2}$ ; (ver **Fig. 14** apart. *II Fundamentos teóricos*) para nuestro caso, que pretendemos obtener distancia al centro de la soldadura en la ZAC  $\{X = 0, Z = 0\}$ ;  $R = \sqrt{\nu^2 t^2 + y^2}$ ; como ya se ha dicho  $K_0(VR/2a)$  es una función de **Bessel** de primera clase y orden cero, introducida esta ecuación (8) apart. *II Fundamentos teóricos* en el ordenador obtenemos los valores que hemos integrado en el programa para distancias  $0 \leq Y \leq 9$  mm, y para tiempos  $0 \leq t \leq 51$  segundos. Los valores vienen representados en °C, comenzando en 1.810°C. No obstante, la solución de la ecuación de **Rosenthal** para una fuente de calor instantánea (valores aproximados) se puede escribir como la ecuación (10) (apart. *II Fundamentos teóricos*), cuando ha sido desarrollada en serie y  $\nu \rightarrow \infty$ .

$$T = T_0 + \frac{q/\nu}{d \sqrt{(4 \pi \lambda C \rho)}} \exp\left(-\frac{r^2}{4 a t}\right);$$

que sustituyendo los datos en nuestro proceso de estudio (SAW), obtenemos:

$$T(K) = 300 + \frac{3.657}{\sqrt{t}} \exp\left(-\frac{27.472,5 r^2}{t}\right) \quad (7)$$

valores que, cuando se expresan en °C, coinciden con los datos de las tablas adjuntas al anexo de este capítulo, que nos proporcionan la temperatura en función a la distancia al ECS y el tiempo de enfriamiento. También se han representado los diagramas de tres dimensiones para comprobar si el perfil corresponde al de una placa delgada. El nivel térmico permanece cuasiconstante en la zona soldada, siendo mucho mayor en la placa delgada, la razón es que para una profundidad  $d$  en la placa delgada, se modela un flujo de calor nulo en la dirección  $z$ , y por consiguiente se transmite sólo en la dirección  $xy$ .

Si representamos las temperaturas en función de la distancia a la línea central de soldadura obtenemos la gráfica de la **Fig. 26**, donde observamos los valores de las temperaturas pico a esas distancias obtenidas mediante la ecuación (16) (apart. *II Fundamentos teóricos*):

$$T_p = T_0 + \sqrt{\left(\frac{2}{e \pi}\right)} \frac{q/v}{d C \rho 2 r}$$

siendo  $e$ , la base de los logaritmos neperiano.

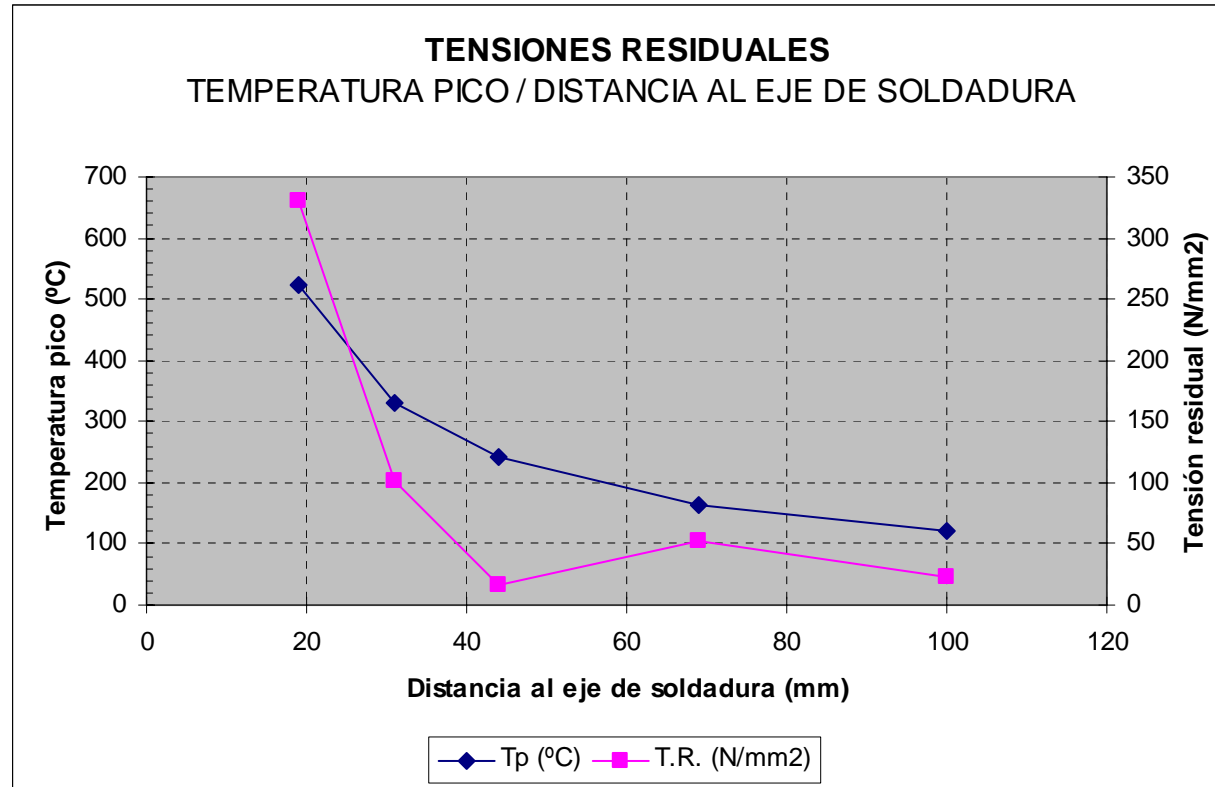
Para nuestro proceso de arco sumergido (S.A.W.), encontramos la correspondencia (**Tabla IX**) entre temperaturas pico (ecuación 16, apart. *II Fundamentos teóricos*) y tensiones residuales. Representamos las tensiones residuales en función de la distancia a la línea central de soldadura para cada una de las temperaturas pico (Método del agujero ciego, **Fig. 26**).

Observamos una razonable correspondencia entre las temperaturas pico alcanzadas y las tensiones residuales obtenidas, lo que justifica el origen térmico de estas tensiones (**Fig. 27**).

**Tabla IX. Correspondencia Temperaturas pico y Tensiones residuales.**

<b>TABLA IX</b>			
<b>r (mm)</b>	<b>T<sub>p</sub> (°C)</b>	<b>σ<sub>y</sub> (N/mm<sup>2</sup>)</b>	<b>T<sub>p</sub> Rosenthal °C</b>
19	525	331	497
31	332	102	306
44	242	-16	215
69	164	53	137
100	121	23	94

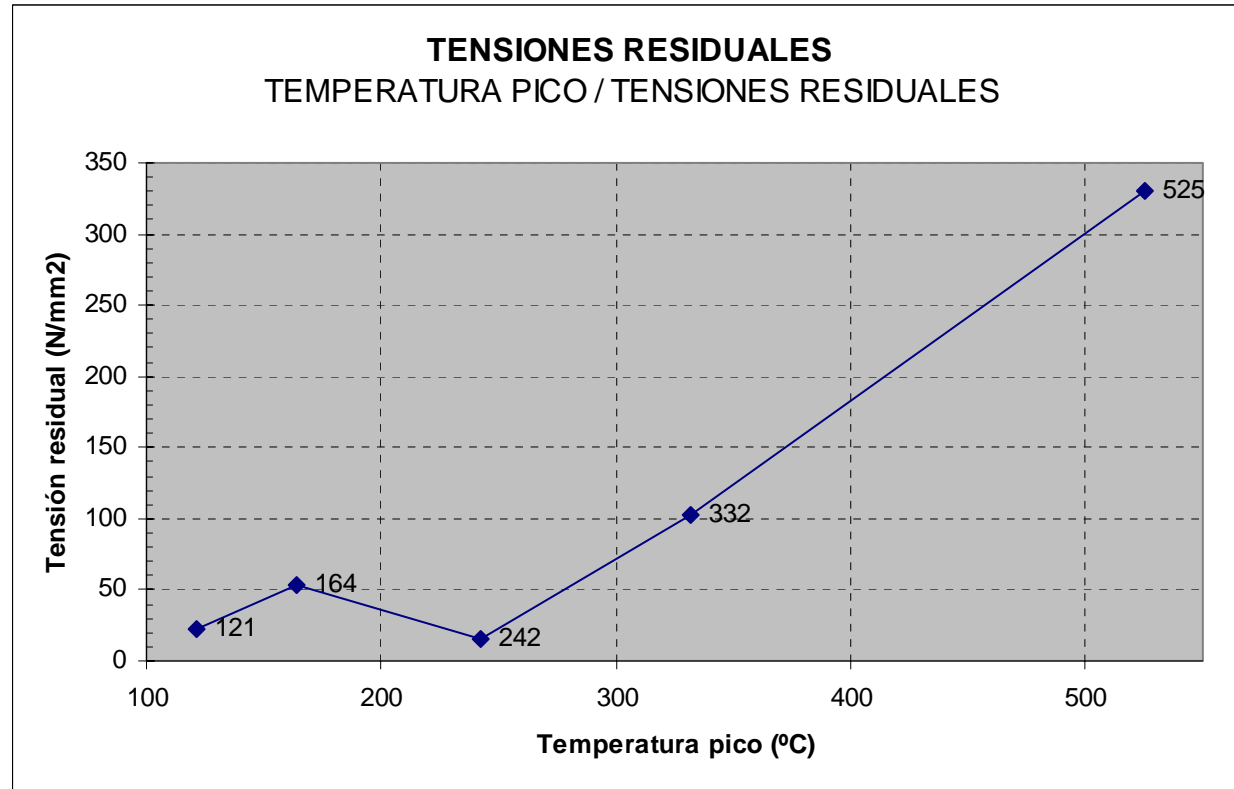
Queda demostrado por tanto el origen térmico de las tensiones residuales y su alto valor en procesos de alta energía como el de nuestro estudio (S.A.W.), así como que en zonas próximas a la línea de fusión pueden alcanzar valores próximos al límite elástico. En la **Fig. 28** se muestra la envolvente térmica alcanzada (ciclo térmico de Rosenthal) desde la línea central de la soldadura para nuestra probeta de espesor 10 mm; esta temperatura está en función de la energía aportada por la soldadura.



Tp (°C)	525	332	242	164	121
T.R. (N/mm2)	331	102	16	53	23

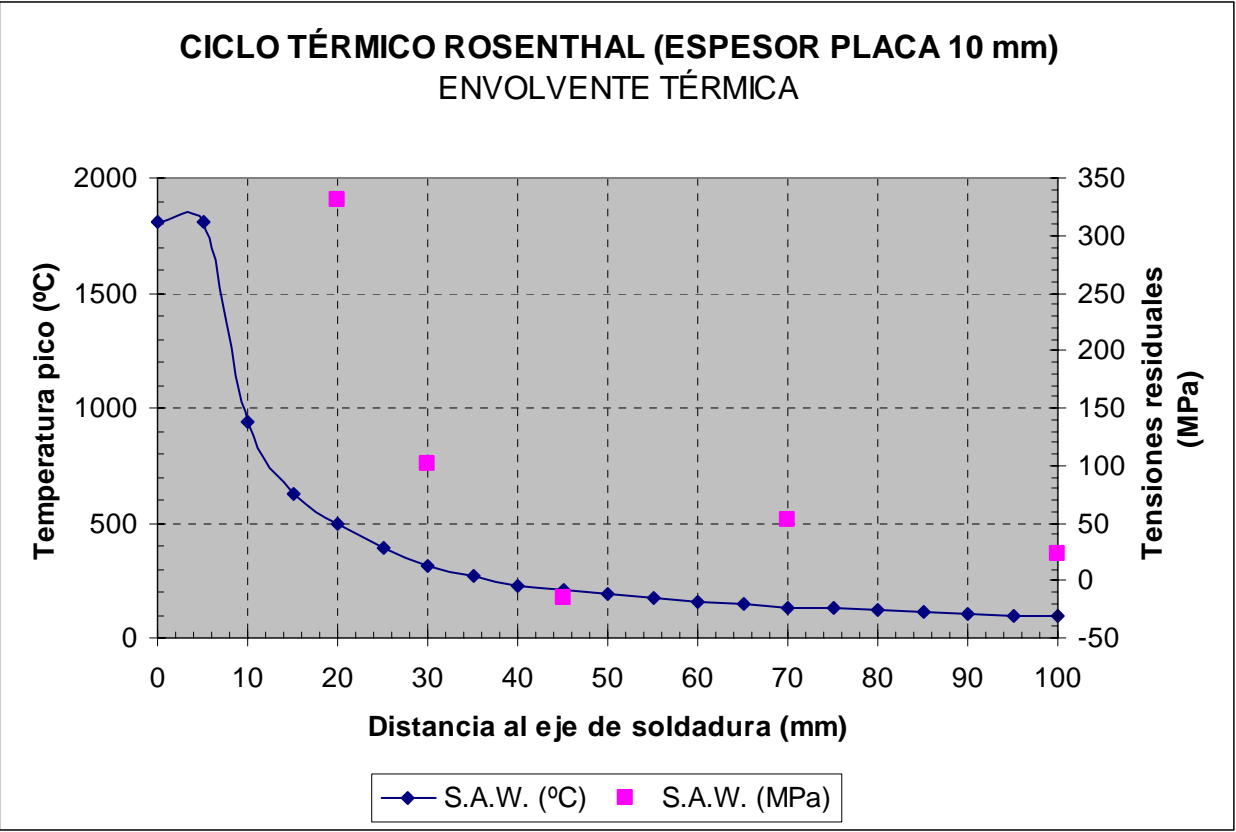
Fig. 26 Tensión residual - Temperatura pico - Distancia al eje de soldadura.





T.R. (N/mm2)	23	53	16	102	331
--------------	----	----	----	-----	-----

Fig. 27 Tensiones residuales - Temperatura pico.



S.A.W. (°C)	1810	1810	938	628	497	394	315	266	230	208	189	172	157	144	132	127	119	111	104	99	93
S.A.W. (MPa)					331		102			-16					53						23

Fig. 28 Envolvente térmica para el proceso S.A.W.

### 3.3.6 Conclusiones del ciclo térmico:

Los resultados de introducir los parámetros de soldadura en el programa de ordenador, para la determinación de las temperaturas alcanzadas a distintos puntos desde el ECS, para nuestro proceso SAW, nos permiten conocer la envolvente térmica, así como una gráfica que nos relaciona al mismo tiempo distancia al ECS y temperatura alcanzada con respecto al tiempo en segundos (ver Anexo de este capítulo). En cuanto al tiempo de enfriamiento, fue encontrado constante en la ZAC con el siguiente valor: Ecuación (17) apart. *II Fundamentos teóricos*, y Anexos ecuación *Rosenthal*.

- S.A.W.  $\Delta t_{8/5} = 30 \text{ s}$ .

Lo que supone un enfriamiento lento en los productos de transformación, contribuyendo favorablemente en la relajación de tensiones. Las gráficas en tres dimensiones (**Fig. 29**) corresponden a las típicas de placas delgadas con un perfil en función del tiempo más elevado debido a una mayor transmisión de calor en el plano xy.

Los valores más altos de tensiones residuales, para el proceso S.A.W., se encontraron a los mayores valores de temperatura pico, es decir, a zonas más próximas a LF. En la **Fig. 26** observamos las funciones de temperatura pico en °C y tensiones residuales en MPa, en función de la distancia al ECS. Un decrecimiento en la temperatura pico va acompañado de un decrecimiento en las tensiones residuales, sólo la tensión de compresión, -16 MPa, escapa de la ley de decrecimiento.

En general, podemos decir que las medidas encaminadas a disminuir las deformaciones residuales aumentan las tensiones residuales.

### 3.3.7 Resultados del trabajo experimental y su discusión:

Partiendo de las lecturas experimentales obtenidas en laboratorios, para las distintas profundidades, se llevan estos datos a un programa de ordenador que nos permite determinar los valores de  $\sigma_{\max}$ ,  $\sigma_{\min}$ , y ángulo  $\alpha$ , con los ejes principales que se adjuntan en las siguientes gráficas, partiendo de las propiedades físicas del material y geometría del agujero. Las tensiones calculadas son dadas en la **Fig. 33**.

representación tridimensional de la solución analítica con las condiciones de placa gruesa y con las condiciones de placa delgada.

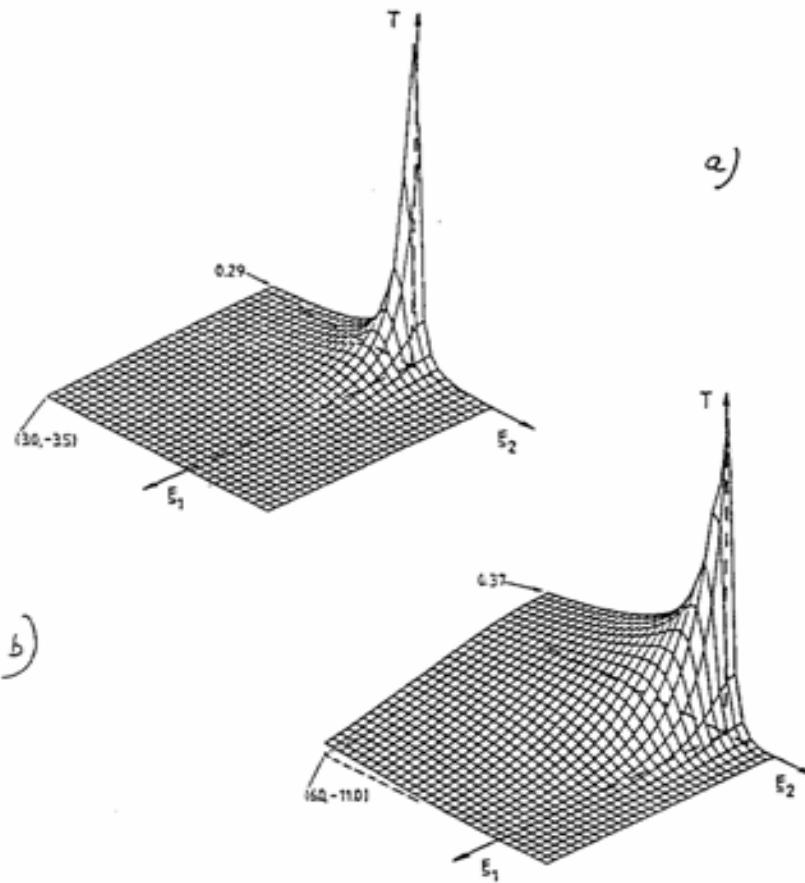


Fig. 29 Evolución de la temperatura a: Placa gruesa; b: Placa delgada.

Como se deduce del esquema (**Fig. 33**), se han realizado un total de cinco taladros a diferentes distancias al ECS. Nosotros vamos analizar el taladro más próximo a la ZAC, es decir, el que está a 19 mm respecto al ECS y se encuentra a la derecha del cordón, marcado con el número (1).

En la **Tabla X** se dan los valores obtenidos para dicho taladro a 19 mm del ECS hasta una profundidad de 0,075", para una deformación liberada del 100%. Según la norma ASTM E837-89, se han obtenido los siguientes valores: la tensión principal máxima tiene una dirección de 21° con respecto al ECS, siendo la tensión máxima 355,611 MPa, que está indicada con un asterisco; teniendo en cuenta que el programa que hemos usado marca con este signo a aquellas tensiones que sobrepasan el 70% del límite elástico. Esta cantidad es interesante considerarla, teniendo en cuenta que para estos valores, que exceden el mencionado porcentaje del límite elástico, carecen de fiabilidad.

No obstante, cualitativamente nos sirve para determinar que en esta zona las tensiones residuales suben, debido fundamentalmente al ciclo térmico que se genera en la zona afectada, es decir, tensiones de origen térmico.

También en la misma tabla, observamos que existe una proporción entre las profundidades y las tensiones que se generan, que por la acumulación de tensiones máximas van en aumento con la profundidad, habiéndose llegado hasta 0,075" = 1,9 mm, que respecto a los 10 mm de espesor que tiene la chapa, no constituye una profundidad que se vea afectada excesivamente por las capas precedentes.

Los valores obtenidos de  $\sigma_{\max}$  y  $\sigma_{\min}$  y el ángulo  $\alpha$ , también podrían haberse obtenido manualmente:

así, los valores de  $\sigma_{\max}$  y  $\sigma_{\min}$ , vienen dados por las ecuaciones (44), (45), (46) cap 2.6.2 apart.II

*Fundamentos Teóricos:*

$$\sigma_{max} = \frac{\epsilon_1 + \epsilon_3}{4 \cdot A} - \frac{\sqrt{2}}{4 \cdot B} \cdot \sqrt{(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2}$$

$$\sigma_{min} = \frac{\epsilon_1 + \epsilon_3}{4 \cdot A} + \frac{\sqrt{2}}{4 \cdot B} \cdot \sqrt{(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2}$$

Tabla X.

MEDIDA DE TENSIONES RESIDUALES: METODO BLIND-HOLE

TENSIONES RES.SOLDADURA - PROBETA SAW - POSICION 1(19 mm.a la der.del cordón)

MATERIAL :ACERO  
 Tipo de Galga :RK  
 Diámetro del agujero (Do) :1.7000 mm.  
 D/Do :3.018  
 Módulo de Elasticidad :205.800 GPa  
 Coeficiente de Poisson : .30  
 Límite Elástico : 450.00 MPa

PROFUNDIDAD Z(inch) Z/Do		DEF.LIBER. MEDIDA		% DEF. LIBER.	COEFICIENTES a b		TENSION UNIF.EQ. Smin (MPa) Smax		ANGULO DESDE BANDA 1
.005	.07	E1	-10.0	3.0	.016	.030	100.711	169.772	68. REF. Smax
		E2	-17.0	5.3					
		E3	-17.0	15.7					
.010	.15	E1	-40.0	12.0	.033	.062	169.129	262.238	56. REF. Smax
		E2	-58.0	18.1					
		E3	-50.0	46.3					
.015	.22	E1	-78.0	23.5	.051	.096	189.512	292.799	45. REF. Smax
		E2	-102.0	31.9					
		E3	-78.0	72.2					
.020	.30	E1	-118.0	35.5	.070	.131	189.201	300.439	37. REF. Smax
		E2	-142.0	44.4					
		E3	-98.0	90.7					
.030	.45	E1	-200.0	60.2	.099	.196	181.816	325.861*	27. REF. Smax
		E2	-214.0	66.9					
		E3	-118.0	109.3					
.040	.60	E1	-260.0	78.3	.119	.250	166.661	339.446*	24. REF. Smax
		E2	-270.0	84.4					
		E3	-122.0	113.0					
.050	.75	E1	-298.0	89.8	NO HAY DATOS PARA ESTE VALOR DE Z/Do				
		E2	-300.0	93.8					
		E3	-122.0	113.0					
.060	.90	E1	-318.0	95.8	NO HAY DATOS PARA ESTE VALOR DE Z/Do				
		E2	-315.0	98.4					
		E3	-116.0	107.4					
***** CALCULO SEGUN NORMA ASTM E 837-89 *****									
.075	1.12	E1	-332.0	100.0	.132	.338	173.024	355.611*	21. REF. Smax
		E2	-320.0	100.0					
		E3	-108.0	100.0					

El ángulo  $\alpha$ , de la tensión residual con respecto a la dirección de las tensiones principales  $\sigma_{\max}$  y  $\sigma_{\min}$ , viene determinado por:

$$\tan 2 \alpha = \frac{\varepsilon_1 - 2 \cdot \varepsilon_2 + \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3}$$

Para el cálculo de los coeficientes a y b se utilizan las gráficas para las rosetas CEA-XX-062 Um-120 que nos da el fabricante (ver **Fig. 17**, apart. *II Fundamentos teóricos*). Partiendo de dichos valores:

$$A = - \frac{1 + \nu}{e \cdot E} \cdot a \quad ; \nu = \text{módulo de Poisson} = 0,3$$

$$B = - \frac{1}{2 \cdot E} \cdot b \quad ; E = \text{módulo de elasticidad} = 205,5800 \text{ GPa}$$

Aplicando la siguiente regla:

$$\varepsilon_3 > \varepsilon_1 \Rightarrow \alpha \text{ se refiere a } \sigma_{\max}$$

$$\varepsilon_3 < \varepsilon_1 \Rightarrow \alpha \text{ se refiere a } \sigma_{\min}$$

$$\varepsilon_3 = \varepsilon_1 \Rightarrow \alpha = \pm 45^\circ$$

$$\varepsilon_2 < \varepsilon_1 \Rightarrow \sigma_{\max} \text{ a } 45^\circ$$

$$\varepsilon_2 > \varepsilon_1 \Rightarrow \sigma_{\max} \text{ a } -45^\circ$$

y, aplicando las fórmulas a los valores del taladro a 19 mm, con respecto al ECS, y profundidad 0,075", podremos comprobar que los valores obtenidos manualmente coinciden con los valores dados por el ordenador.

En la gráfica 1 **Fig. 30**, se ha representado la deformación liberada para distintos valores de Z/Do y cada uno de los tres valores de las galgas que componen la roseta, para nuestro taladro a 19 mm respecto al ECS. En la Tabla X queda representada la deformación liberada en %, conforme nos pide la norma ASTM E837-85. Esto nos permite deducir que existe una razonable uniformidad en las tensiones residuales, produciéndose el 80% de la deformación liberada al 60% de su profundidad.

Con respecto dicha gráfica, podemos observar que los valores de las galgas 1 y 2 se encuentran completamente dentro de la banda de dispersión de los valores esperados en % de la deformación liberada. La galga 3, aunque no se encuentra dentro de dichos valores, guarda una proporción con respecto a los valores esperados. Esto nos demuestra que existe una distribución de tensiones uniforme.

La gráfica 2 (**Fig. 31**), nos da la tensión uniforme equivalente con respecto a  $Z/2 \times 1000$ , estableciendo una proporcionalidad entre los valores de las tensiones máximas y mínimas. De esta forma, si las tensiones residuales fueran uniformes, las líneas representadas en dicha gráfica serían líneas rectas horizontales. Al no ser uniformes, tendremos que usar el criterio de tensiones uniformes equivalentes. Así, en este diagrama se han representado para distintas profundidades las tensiones máximas y mínimas, tendiendo a decrecer con la profundidad.

La última gráfica nos determina el incremento de tensiones residuales. En esta gráfica 3 (**Fig. 32**) en función de la profundidad, Z, se determina el incremento de valores de las tensiones máximas y mínimas, lo que se puede llevar conforme la siguiente fórmula:

$$\sigma'_n = \frac{\sigma_n \cdot Z_n - \sigma_{n-1} \cdot Z_{n-1}}{Z_n - Z_{n-1}} \quad (8)$$



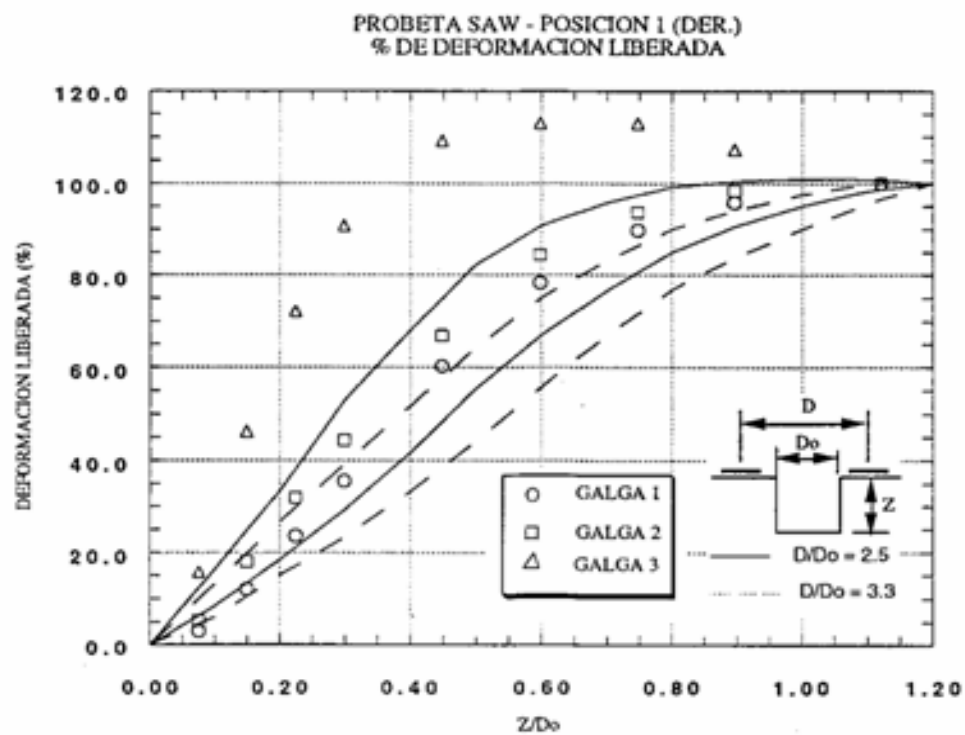


Fig. 30 Deformación liberada -  $Z/D_0$ .

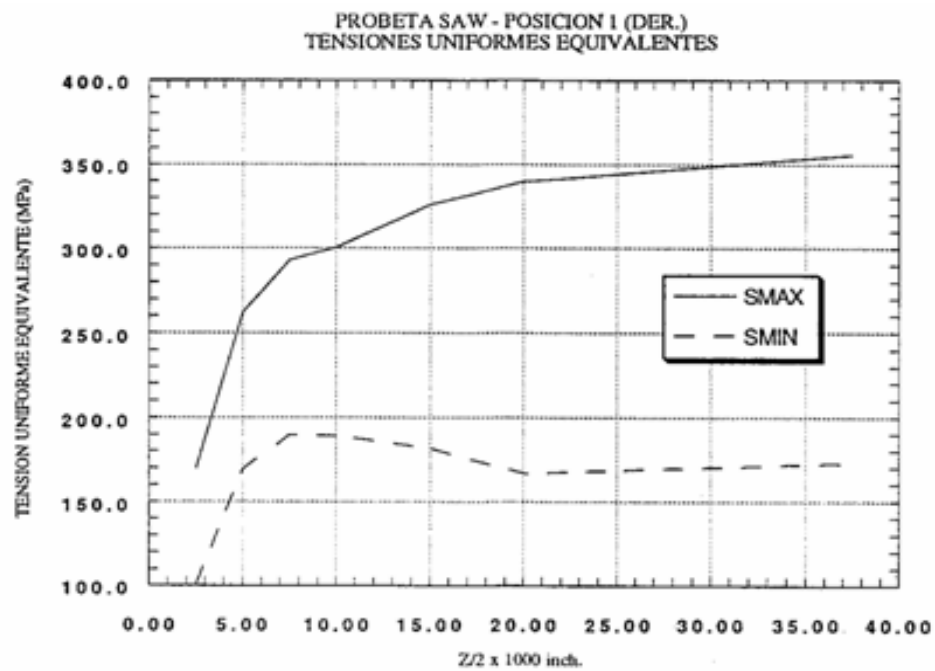


Fig. 31 Tensión uniforme equivalente - Profundidad del agujero.

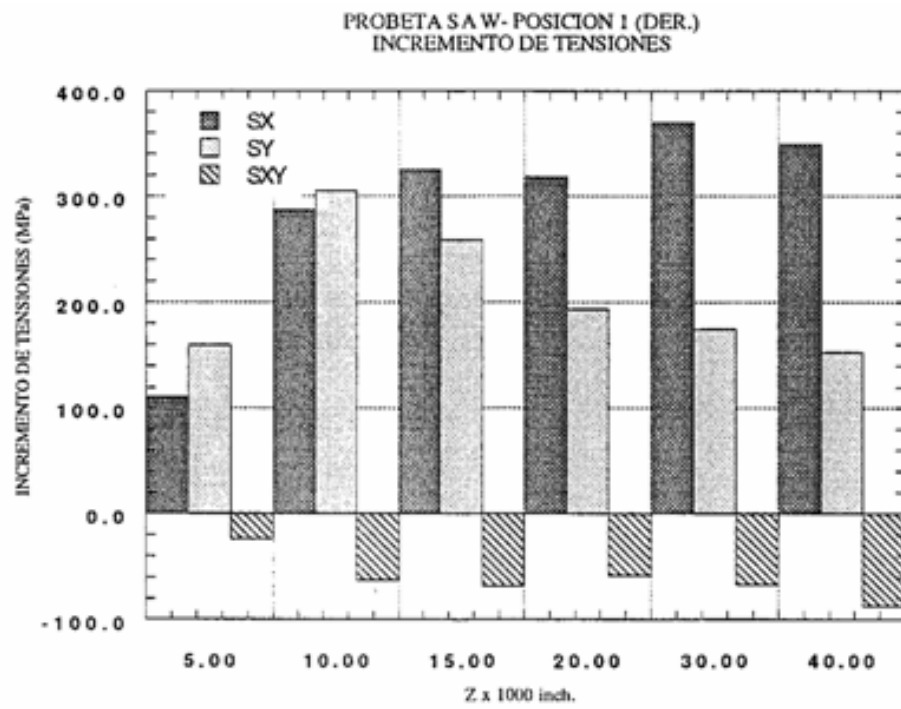


Fig. 32 Incremento de tensiones - Profundidad del agujero.

$\sigma_n'$  = tensiones uniformes equivalentes en el incremento perforado.

$\sigma_n$  y  $\sigma_{n-1}$  = tensiones uniformes equivalentes de las profundidades,  $Z_n$  y  $Z_{n-1}$  respectivamente.

$Z_n$  y  $Z_{n-1}$  = incremento de profundidades  $n$ ,  $n-1$ .

Así, el cálculo se realiza para cada uno de los incrementos de profundidad. Este cálculo es tan solo válido cuando estamos en tensiones residuales uniformemente distribuidas. Mediante este procedimiento se determinan la presencia de tensiones no uniformes, así como la tendencia en la distribución de tensiones. Este cálculo que se considera suficientemente exacto, constituye una buena valoración media de tensiones cuando los incrementos de profundidad son pequeños, y las medidas de las deformaciones y profundidades se midan con exactitud.

También hay que señalar los estudios de elementos finitos llevados a cabo por *Schajer* [45, 46 y 47] y otros investigadores; los cuales han demostrado, que solamente, una parte de las deformaciones liberadas producidas en los sucesivos incrementos de profundidad, a partir del primer incremento, son causadas solo parcialmente por las tensiones de ese incremento, considerando que el resto de las deformaciones liberadas son producidas por tensiones residuales existentes en los incrementos precedentes.

Más aún hay que puntualizar que la relación de contribución de tensiones en un incremento particular decrece rápidamente con la distancia a la superficie. Como resultado, la tensión total liberada al final del agujero es fundamentalmente influenciada por las tensiones de las capas de material más próximo a la superficie, digamos que esta influencia se ejerce sobre una tercera parte o, tal vez, la mitad de su profundidad.

Así, en profundidades de agujero  $Z/Do > 0,5$ , las tensiones en estos incrementos tienen muy poco efecto en las deformaciones liberadas.

Para tensiones uniformes, este comportamiento queda confirmado por el perfil de la gráfica de la **Fig. 30**, donde el 80% de las deformaciones liberadas se producen para valores de  $Z/Do < 0,5$ . Como consecuencia de esto, ninguna información de los datos obtenidos de la deformación incremental puede asegurarse mas allá de los valores de  $Z/Do = 0,5$ , teniendo en cuenta los métodos empleados para la deducción de datos.

Podríamos resumir, diciendo que la aplicación ideal del método del taladro es para aquellos casos en que la tensión es esencialmente uniforme con la profundidad.

Se debe realizar el taladro incrementalmente, y el análisis de los datos debería ser realizado para verificar la uniformidad de las tensiones. Si la tensión cerca de la superficie varía con la profundidad, los procedimientos dados para aproximar el análisis incremental ofrecen una alternativa a los métodos más rigurosos del cálculo de elementos finitos. Se debe asegurar la variación de las tensiones residuales con respecto a la profundidad, observando su tendencia.

La exactitud de los cálculos dependerán de como se hayan realizado los ensayos experimentales, así como del número de variables que se hayan considerado; es fundamental el que el agujero sea realizado completamente concéntrico al marcado en la roseta, y seguir el manual indicado por el fabricante. Es necesario que los requerimientos en la configuración del agujero sean bien satisfechos, cuando se está haciendo la perforación incremental, para examinar la variación de la tensión con la profundidad.

Asimismo, es importante que la profundidad en cada perforación incremental sea medida lo más exactamente posible, ya que un pequeño error absoluto en la profundidad puede producir un gran error relativo en la tensión calculada.

Debido a las limitaciones prácticas en las mediciones de los agujeros poco profundos, el primer incremento de profundidad debería ser al menos de  $0,005" = 0,13 \text{ mm}$ .

Finalmente, es conveniente resaltar que el taladro no debe introducir tensiones residuales adicionales, para lo que se deberá realizar con una broca de pequeño tamaño y a un elevado número de revoluciones, para evitar un aumento considerable de temperatura.

Se debe tener en cuenta que para que el método del taladro sea razonablemente satisfecho, las tensiones deben ser proporcionales a las profundidades en magnitud y dirección, para obtener exactitud en los resultados.

Además de lo anteriormente expresado, es necesario subrayar que la suposición teórica del método del agujero ciego sea razonablemente satisfactoria.

En el método ASTM E837-85 con el taladro pasante, las tensiones deben ser uniformes con la profundidad, tanto en magnitud como en dirección, a fin de obtener resultados exactos.

En el cálculo de elementos finitos, y otros procedimientos de investigación de cálculo de tensiones residuales, en capas por debajo de la superficie, se requiere que la dirección de las tensiones principales no cambie apreciablemente con la profundidad.

### 3.3.8 Análisis y conclusiones:

Finalmente, las tensiones máximas y mínimas, que se han obtenido en los trabajos experimentales de análisis de tensiones residuales por método del agujero ciego, han sido representadas en la **Fig. 33**, indicando la distancia de los taladros ensayados al ECS para el proceso SAW.

Las tensiones representadas corresponden a los valores medios obtenidos para el proceso S.A.W. que hemos realizado, y que como se ha comentado en las gráficas de deformación liberada, tensiones uniformes equivalentes y tensiones incrementales aparentes, existe una distribución uniforme de tensiones residuales, suficiente como para poder estimar con razonable exactitud, que las tensiones residuales máximas y mínimas tienen un grado de exactitud fiable. Aquellos valores de tensiones residuales, que han sobrepasado el 70% del valor del límite elástico, es decir, para valores mayores de 315 MPa, no son dignos de mucha fiabilidad, debido a que el resultado pueda estar influenciado por las deformaciones liberadas de las capas anteriores.

En la gráfica de la **Fig. 33** se han representado las tensiones normales, lo que significa que las tensiones principales, que han sido obtenidas con sus correspondientes ángulos  $\alpha$ , que nos dan la dirección de las tensiones principales máximas y mínimas, han sido giradas dando sus valores normales, dando las tensiones máximas y mínimas en direcciones paralelas,  $\sigma_y$ , y perpendiculares,  $\sigma_x$ , al ECS. Las fórmulas de transformación utilizadas han sido:

$$\begin{aligned}\sigma_{min} \cdot \cos^2 \alpha + \sigma_{max} \cdot \sin^2 \alpha &= \sigma_{nx} \\ \sigma_{max} \cdot \cos^2 \alpha + \sigma_{min} \cdot \sin^2 \alpha &= \sigma_{ny}\end{aligned}\tag{9}$$

# ANALISIS EXPERIMENTAL DE TENSIONES

Valor medio a profundidad = 0,075"  $\sigma_y = 450\text{N/mm}^2$

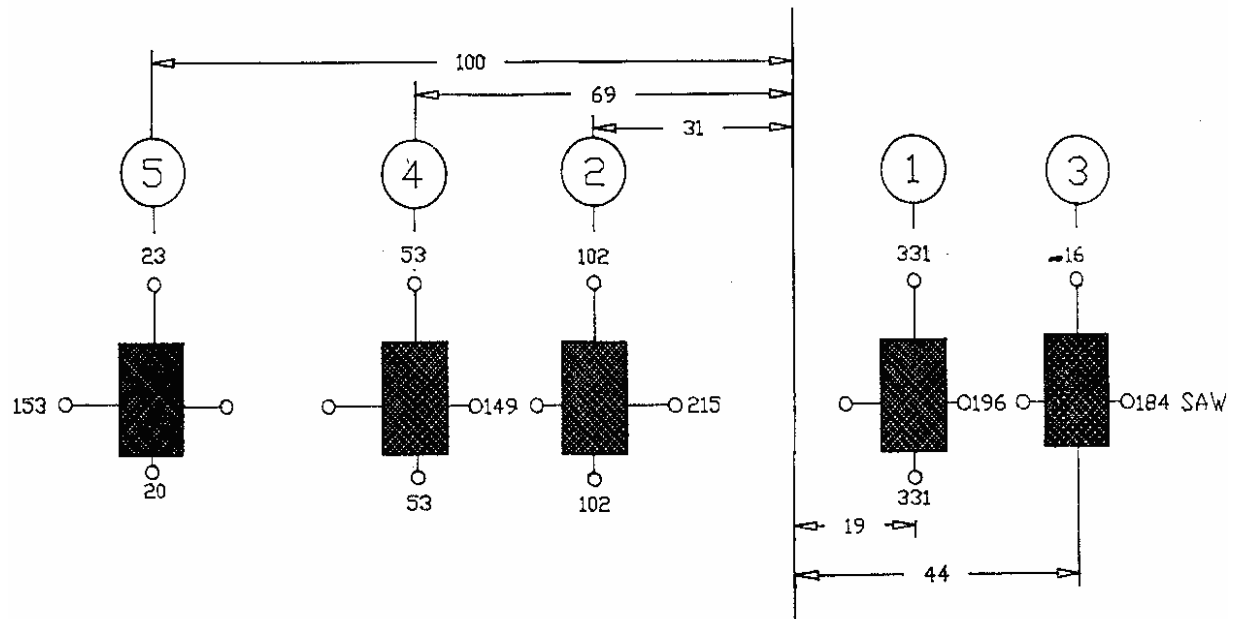


Fig. 33 Análisis experimental de tensiones. Sólo se han representado las tensiones normales.

Una vez que los vectores de las tensiones son girados en las direcciones antes dichas, y representados en la **Fig. 33**, se sacan las siguientes conclusiones de los resultados de las tensiones residuales representadas en esta figura:

- \* El proceso de soldadura SAW generó tensiones residuales de origen térmico en la probeta ensayada.
- \* Los valores de las tensiones residuales aumentan conforme nos acercamos al ECS (**Fig. 28**). Esto naturalmente demuestra el origen térmico de las tensiones residuales, debido al ciclo térmico que el material sufre como consecuencia de la soldadura; como también lo demuestra el hecho de que, para un taladro a 100 mm del ECS, las tensiones son relativamente pequeñas, ya que no queda afectada por el calor.

Existe una razonable proporcionalidad entre los valores de las tensiones residuales obtenidas a ambos lados de la soldadura para taladros simétricos, lo que demuestra la fiabilidad de los valores obtenidos (**Fig. 33**).

- \* En los taladros más próximos al ECS encontramos las tensiones residuales de tracción, con valores muy próximos a los que corresponden a la figura de distribución de tensiones residuales teóricas (**Fig. 25**, apart. *II Fundamentos teóricos*, proceso SAW). Para una distancia de 44 mm del ECS hay tensiones de compresión como corresponden a dicho diagrama.
- \* Las tensiones transversales se mantienen prácticamente constantes a las diferentes distancias del ECS, siendo naturalmente tensiones de tracción (**Fig. 35**). En el diagrama de la **Fig. 34** se han representado las tensiones residuales longitudinales, en función de la distancia al ECS, con los datos obtenidos y representados en la **Fig. 33**. La distancia más próxima al ECS ha sido de 19 mm. Por dimensiones físicas de la roseta no se ha podido aproximar más al (ECS), pero teniendo en cuenta que el semiancho del cordón de soldadura, en el proceso SAW, es de 9 mm, la distancia a la línea de fusión para este taladro en este proceso es de 10 mm, y, dado que la tensión residual a los 19 mm es de tracción y valor 330 MPa, hace suponer que en los puntos de la ZAC próxima a la línea de fusión, la tensión residual puede llegar a valores próximos al límite elástico. En la **Fig. 35**, igualmente, se han representado las tensiones residuales transversales, en función de la distancia al ECS, donde no existe una diferencia muy acusada en relación con su distancia al ECS, y en ZAC presumiblemente dichas tensiones no llegan al valor del límite elástico.



\* No obstante, cabe destacar que en las zonas próximas al baño de fusión y ZAC, el estado de bitensión que existe puede perjudicar seriamente la estructura, haciendo recomendable un tratamiento de postdistensionado, sobre todo para espesores que suponen un estado triaxial de tensiones ( $\approx 50$  mm). Como ya se ha visto en el capítulo 2.6.4. del apart. II *Fundamentos teóricos*, las tensiones residuales pueden contribuir a la formación de la fractura inestable, que de no existir dichas tensiones no se produciría. Las tensiones de tracción facilitan una mayor longitud de la grieta. Las tensiones residuales sólo contribuyen a la formación de la fractura dentro del campo de las mismas.

Finalmente, en la **Fig. 25** apart. II *Fundamentos teóricos*, se han representado las tensiones residuales longitudinales teóricas que han sido obtenidas mediante la ecuación (54) (apart. II *Fundamentos teóricos*):

$$\sigma_x(y) = \sigma_m \left[ 1 - \left( \frac{y}{b} \right)^2 \right] \exp \left[ - \frac{1}{2} \left( \frac{y}{b} \right)^2 \right]$$

donde:

$\sigma_m$  = máxima tensión en el ECS. Se tomará como valor del límite elástico (N/mm<sup>2</sup>).

$y$  = distancia al ECS (mm).

$b$  = ancho de tensiones residuales de tracción (mm) (ver **Fig. 24-A**, apart. II *Fundamentos teóricos*).

Llevados los valores obtenidos a la gráfica de la **Fig. 25** (apart. II *Fundamentos teóricos*), se observa un ajuste de valores de tensiones residuales aceptable, conforme a los valores teóricos de las tensiones residuales, sólo dos puntos con valores de tensión 23 N/mm<sup>2</sup> y 53 N/mm<sup>2</sup>, que dan valores de tracción, deberán dar compresión en los valores teóricos. Esto demuestra unos valores aceptables de las tensiones residuales longitudinales obtenidas dentro de una zona próxima a LF (ZAC), conforme el ajuste de dicha ecuación.

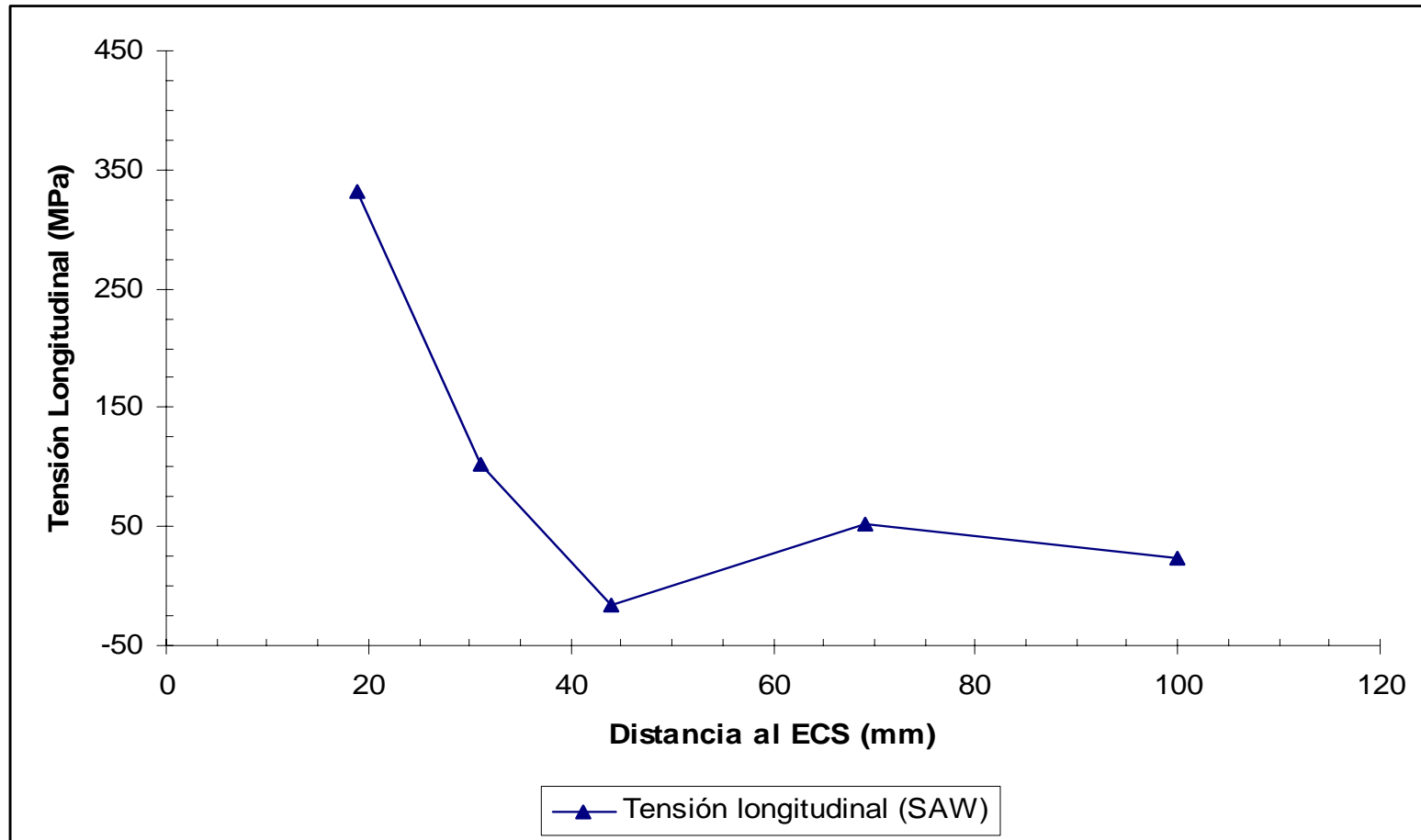


Fig. 34 Tensión longitudinal – Distancia al ECS.

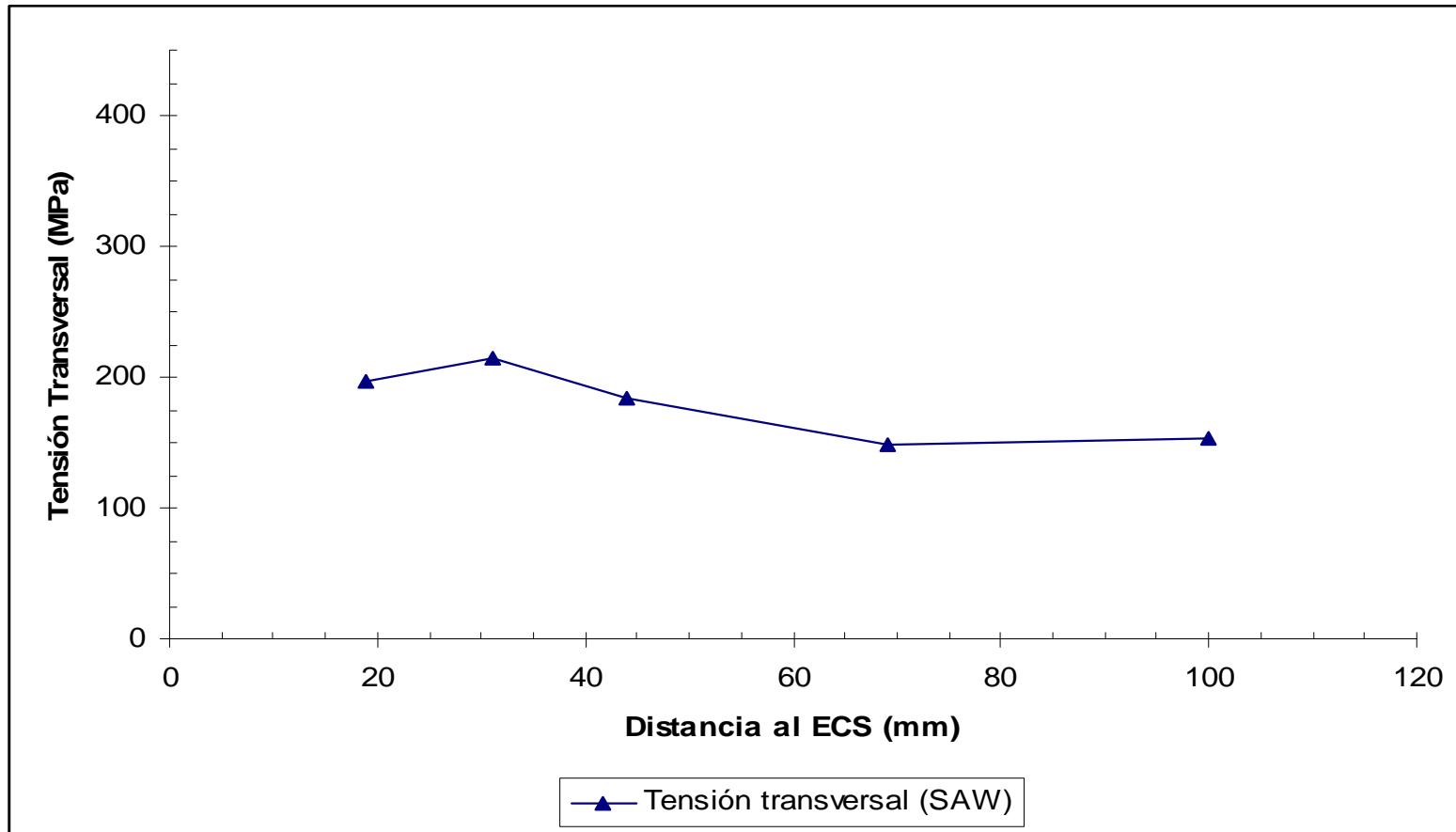


Fig. 35 Tensión transversal – Distancia al ECS.

## **IV. CONCLUSIONES FINALES.**



## 4.1 Conclusiones finales:

De los trabajos experimentales expuestos en la presente memoria, en la que se ha tratado el comportamiento de los aceros 450 EMZ en la ZAC, cuando estos son sometidos a los efectos del ciclo térmico producido por la energía calorífica aportada, en el proceso de soldadura SAW que hemos utilizado; podemos obtener las siguientes conclusiones:

- 1) Los resultados obtenidos en el simulador de soldadura, para nuestras probetas ensayadas, nos permiten establecer una correspondencia entre la temperatura pico alcanzada, velocidad de enfriamiento 800 °C - 500 °C, producto de transformación según la curva C.C.T. del acero, región de la ZAC, dureza y tenacidad a la fractura de la zona que estudiamos.

En la soldadura real, los ensayos de CTOD evidenciaron una caída de tenacidad a la fractura en la región intercrítica, incumpliendo la norma EEMUA 158 [39], que requiere que el 100% de la grieta por fatiga se encuentre dentro de los 0,5 mm de LF, región de grano grueso. La explicación a este fenómeno se ha encontrado en el análisis de la estructura de la ZAC; no la formada por un solo cordón sino aquella formada por la superposición de todos ellos, como ocurre en las soldaduras de nuestras probetas. De esta forma, se sabe que en la zona intercrítica (723 °C - 870 °C), al no ser estable a esta temperatura la cementita, reacciona con la ferrita que le rodea, formando austenita (mayoritariamente dentro de las colonias donde hay ferrita y cementita). El rápido enfriamiento origina bainita granular con láminas de martensita, que unida a la bainita superior forman lagunas que fragilizan la región intercrítica, facilitando la propagación de la grieta; este hecho es el causante de que algunas fisuras se inicien en una región de grano fino, como es la región intercrítica, así como de que aquellas grietas que se inician en la región de grano grueso, se extiendan hasta esta región [48].

- 2) Los resultados obtenidos en los ensayos de CTOD en el proceso SAW que hemos estudiado, fueron satisfactorios, pues rebasaron el mínimo admisible de  $\delta = 0,2$  mm. Se observó un mayor crecimiento estable de grieta a mayores valores de CTOD como corresponde una estructura más tenaz.

Se ha ratificado que los valores de CTOD obtenidos en el ensayo de la ZAC de soldaduras son extremadamente sensibles a la posición de la grieta de fatiga y por tanto a la microestructura muestreada.

El control en la energía aportada por la soldadura se mantuvo siempre inferior a 2,4 KJ/mm, lo que contribuyó, como ha quedado demostrado, a obtener resultados aceptables en los ensayos de CTOD, resiliencia, tenacidad y dureza de las probetas ensayadas en las regiones más frágiles como son las próximas a LF.

- 3) La resiliencia disminuyó claramente en la región de grano grueso próxima a la línea de fusión no evidenciándose una caída en los valores de la región intercrítica. Los ensayos de resiliencia realizados a -30 °C, a los que les fueron aplicados un tratamiento térmico, mostraron mayor resiliencia que los ensayos realizados a -40 °C, en parte debido a la eliminación de las tensiones residuales de origen térmico.

En la LF la resiliencia a la altura de la raíz fue mayor que la encontrada a la altura de los cordones superiores. Esta situación cambió para una distancia de 2 mm a LF donde la resiliencia fue mayor a la altura de los cordones superiores que en la raíz.

- 4) La mayor dureza se midió en la región de grano grueso próxima a LF correspondiéndose también con la mayor fragilidad.

Se observa un paralelismo entre la dureza de los cordones superiores, raíz e inferiores, correspondiendo el valor más alto a la raíz.

- 5) La dureza fue inversamente proporcional a la resiliencia, para las diferentes regiones de la ZAC. También se comprobó un razonable ajuste entre la ecuación de **Robert-Newton** que nos relaciona la resiliencia con la tenacidad a la fractura, y con los valores obtenidos experimentalmente, deduciendo que la resiliencia y la tenacidad aumentan proporcionalmente al alejarnos de la LF.

Por otro lado, se verificó que cuando la resiliencia va aumentando su valor (nos alejamos de la LF), la tensión residual (obtenida mediante la ecuación de Uhlig, validada

experimentalmente) va disminuyendo, aunque de forma menos acusada. Por último se demostró la relación existente entre la tenacidad a la fractura y la tensión residual, comprobando que conforme la tenacidad aumenta, los valores de la tensión residual disminuyen.

- 6) Las tensiones residuales fueron calculadas por el método del agujero ciego [ASTM E-837]. Los máximos valores fueron encontrados en las zonas próximas a LF, lo que demostró el carácter térmico de estas tensiones. Los valores máximos encontrados en regiones próximas a LF fueron próximos al valor del límite elástico lo que hace pensar que en LF el límite elástico puede ser alcanzado.

En las zonas próximas al baño de fusión se obtuvo un estado de bitensión (tensiones longitudinales más transversales) que pueden afectar a la integridad de una estructura o en el mejor de los casos limitar su capacidad de carga, lo que hace aconsejable, un tratamiento térmico de distensionado, en estados triaxiales de tensiones, es decir, para espesores de chapas superiores a los 50 mm de espesor [48].



## **V. BIBLIOGRAFÍA.**



## **BIBLIOGRAFÍA**

- [1] F. Neesen, C. De Roy, L. Smitweld, "Soldadura de alta productividad en la construcción naval." Soldadura y tecnologías de unión (2.008).
- [2] Riba, tesis doctoral. E.T.S.I. de minas, Oviedo 1.985.
- [3] Cary, Howard B., Scout C. Helzer, "Modern Welding Technology." Upper Saddle River, Nueva Jersey: Pearson Education. ISBN 0-13-113029-3 (2.005).
- [4] E. Asta, M. Salazar, F. Cambiaos, "Tenacidad a la fractura en uniones soldadas de aceros estructurales de alta resistencia con riesgo de aparición de fisuras en el metal de soldadura." Soldadura y tecnologías de unión (2.007).
- [5] Kawsaki steel Co. Review general manufacturing, inspection and quality control procedures, November 1.981.
- [6] Kumara physical metalurgy of iron steels asia publication, 1.968.
- [7] Making shaping and treatment of steel V.S. Steel 1.971.
- [8] Jesús Ángel Lago, "Influencia de la resistencia del metal base y de la geometría de la unión en el comportamiento a fractura del metal de aporte.", 2.008.
- [9] Gurney tr. Fatigue of welded structures. Cambridge university press.
- [10] Harrison J. D. The effect of the post-weld heat treatment on the toughness of welds for an off-shore platform performance of off-shore structures: institution of metallurgists autumn review course 1.978.
- [11] J. Casals, X. Salveña, J. A. Ortiz, "Calidad en el proceso de unión por soldadura.", 2.003.
- [12] Mathar J., "Determination of initial stresses by measurement the deformation around drilled holes." Trans., ASME 56, Nº 4 : 249-254 (1.934).
- [13] Timoshenko, S. and J.M. Goodier, Theory of elasticity, New York: Macgraw Hill 1.951.
- [14] Render S. and C.C. Perry "Factors affecting the accuracy of residual stress measurements, using the blind hole drilling method" Proc, 7th international conference on experimental stress analysis. Haifa - Israel Institute of Technology.

- [15] Determining residual stresses by the hole drilling strain-gage method - ASTM Standard E837-85.
- [16] Rendler N.J. and I. Vigness, "Hole-drilling strain-gage method of measuring residual stresses". - Proc. SESA XXIII N°. 2:577-586 (1.966). 577-586 (1.966).
- [17] Schajer, G.S., "Application of finite element calculations to residual stress measurements". - Journal of engineering materials and technology 103:157-163 (1.981).
- [18] Uhlig, H. H. "Corrosion and corrosion control and introduction to corrosion science and engineering." New York John Wiley and Sons, 1.963.
- [19] Kihara, Hand Hasubuchi, K. Effect of residual stress on brittle fracture, welding journal 38 (1.959); 159S-168S.
- [20] Kihara, H. and Fujita, Y. The influence of residual stresses on the instability problems. Colloquium of the influence of residual stresses on stability of welded structures and structural members.
- [21] J. Thieuleux, M. S. Molzen, D. Hornbach, "Evaluación de las tensiones residuales del proceso de soldadura después de un tratamiento térmico y de un shot peening." Soldadura y tecnologías de unión (2.004).
- [22] Easterling K. Introduction to the physical metalurgy of welding butterworth pub. London 1.985.
- [23] Dolby welding research sulphment, Agust, 225-s.
- [24] Berk Hout Van Lent. Schweissen and schneiden 20,6 1.968.
- [25] Dolby Widgery, weld res int. 1,3 1971.
- [26] Dolby Widgery D.J. Simulation of H.A.Z. Microestructure: The Welding Institute April 1.972.
- [27] Calvo, ciencia y técnica de la soldadura 4, 1.958.
- [28] Calvo Bentley Baker: Studies of welding metalurgy of steel. B.W.R.A. Abington Hall - Cambridge- 1.963.
- [29] Hansen. "Constitution of binary alloys", Mcgraw Hill, 1.958.
- [30] Steven Haynes J. Iron Steel Inst. 183, 349, 1.956.

- [31] Gray Spencer, north rational welding desing butterworths, 1.975.
- [32] Handbook of chemistry and physics chemical rubber co, 1.971.
- [33] Ion Easterling, Ashby acta metalúrgica, 32 1.949, 1.984.
- [34] Mrowec. Defects and diffusion in solids and introduction elsevier 1.980.
- [35] Chino, Wada. Yawata tech. Rep. 251, 5817, 1.965.
- [36] Grong, O. M. Akselsen Institute the technology of Trondheim. "Microestructure and toughness in haz of boron containning steels". Sintef report STF 34 A84065, 1.984.
- [37] Soldadura: ensayos y pruebas, AENOR, Madrid (2.004).
- [38] British Standards Institution BS 5762 1.979. "Methods for crack opening displacement (C.O.D.) Testing".
- [39] The engineering equipment and materials users assosiation "construction specification for fixed Off-Shore structures in North Sea". Publication 158.
- [40] Robert C. and Newton C. Interpretive report in small scale test correlations with  $k_{ic}$  datas welding research council bulletin 265, 1.983.
- [41] Duchi, Okita, Yamamoto. Transactions Isij. 22, 608, 1.982.
- [42] G. W. Wellman and S. T. Rolfe, "Engineering aspects of ctod fracture toughness testing". WRC bulletin 299 Nov. 1.984.
- [43] BS 131 part. 2. "The charpy v notch impact test on metal".
- [44] Rosenthal, "Etude theorique du regime thermique pendant la soudure a l'arc" – congres national des sciences, Lomptes Rendus, Bruxelles, 2, 1.277. 1.935.
- [45] Flanan, M.T. and Manning, "Determination of residual stress variation with depth by the hole drilling method" Experimental Mechanics 25 205-207 (1.985).
- [46] Niku-Lari, A. J. Lu, Schajer and J.F. Flayenot, "Measurement of residual stress distribution by the incremental hole-drilling method" - Experimental mechanics 25; 175-185 (1.985).
- [47] Flaman M. T., B.E. Mills, and J.M. Beab, "Analysis of stress variation with depth measurement procedures for the centre hole method of residual stress measurements" - Experimental Tecniques 11; 35-37 (1.987).

- [48] Rafael González Palma, tesis doctoral. Estudio de la tenacidad a la fractura relacionada con la microestructura en la zona afectada por el calor (ZAC) de los aceros microaleados para plataformas Off-Shore, Cádiz 1.994.

## **VI. ANEXOS.**





\* Anexo capítulo 3.1:

Programa de ordenador para resolución de la ecuación de Rosenthal. Ciclo térmico para acero 450 EMZ.

1. Solución ciclo térmico proceso S.A.W., placa gruesa aplicación del calor de forma instantánea.
2. Solución ciclo térmico proceso S.A.W., placa gruesa aplicación del calor de forma puntual.
3. Solución ciclo térmico proceso S.A.W., espesor finito aplicación del calor de forma puntual.



```

1  C*****
2  C
3  C      DETERMINACION DEL CICLO TERMICO USANDO LA ECUACION DE ROSENTHA
4  C
5  C*****
6  C
7  C
8  C
9      INTEGER*4 I,J,NTOLE,K,IERK,IOPY,NB,KK,LD,IE
10     @      IJ,NT,BARRA,NPASA,II,NPAS,IK,KTEMP(100,1800),
11     @      TCONTROL,CONTROL,NC(100),
12     @      NTRO,NBA(50),ENVOTE(200),YEENV(200),INODE,TEMP(200)
13     REAL*8 TEMPERATURA,TFUSI,U,INT,VELO,ESP,
14     @      DIST(200),ENA,DENS,CESP,TFUS,ROI,ANCHO,IC(100),
15     @      DIFUSIC,CONDUCTIC,CONSI,XI(200),XJ(200),DLON,
16     @      TIEMPOTO,TIEMPO,X,W,DD,TE,ARGI,TEM,INCTIE,TIETOE,
17     @      DLONI,ITIETOE,NK,DIFUSI,CONDUCTI,LTROZO(50),RLL,
18     @      ECRITI,TO
19     DOUBLE PRECISION ARG,SALIDA
20     CHARACTER*5 PROCED
21     CHARACTER*10 MATERIAL
22     CHARACTER*72 TITULO
23  C
24  C      TITULO.....Titulo del problema
25  C      NB.....Numero de puntos totales
26  C      ANCHO.....Ancho de la placa
27  C      ESP.....Espesor de la placa
28  C      NTRO.....Numero de tramos
29  C      INODE.....=1 ==> Nodos
30  C      TIETOE.....Tiempo final para escritura en fichero s
31  C      ITIETOE.....Incr. de tiempo para escritura en fich. s
32  C      TCONTROL.....
33  C      NBA..... Numero de trozos de cada tramo
34  C      LTROZO..... Longitud de cada trozo
35  C      MATERIAL..... Denominacion del material
36  C      INT..... Intensidad
37  C      U..... Tension
38  C      VELO..... Velocidad
39  C      TIEMPOTO..... Tiempo total
40  C      INCTIE..... Incremento de tiempo
41  C      PROCED..... Procedimiento de soldado
42  C      NPAS..... Numero de veces que desea obtener T (K
43  C      IC..... Tiempo para el cual grabamos T (Kaleid
44  C
45  C***      LECTURA DE DATOS GENERALES
46  C
47      IN=10
48      IO=11
49      ID=13
50      IE=14
51      READ(IN,1) TITULO
52      READ(IN,*) NB,ANCHO,ESP,NTRO,INODE,TIETOE,ITIETOE,TCONTROL
53      NBA(1)=NB
54      IF(NTRO.NE.1) THEN
55      DO I=1,NTRO
56      READ(IN,*)NBA(1),LTROZO(I)
57      END DO
58      END IF

```

```

59      READ(IN,2) MATERIAL
60      READ(IN,*)INT,U,VELO,YO,TEMPOYO,INCTIE
61      READ(IN,67) PROCED
62      READ(IN,*)NPAS
63      IF(NPAS.GT.0) THEN
64      READ(IN,*)(IC(I),I=1,NPAS)
65      END IF
66
67      C
68      DLON=ANCHO/NYKO
69      K=0
70      RLL=0.0
71      DO I=1,NTRO
72      DLON1=LYKOZO(1)/NBA(I)
73      DO J=1,NBA(I)
74      K=K+1
75      XI(K)=RLL+DLON1*(J-1)
76      XJ(K)=RLL+DLON1*J
77      END DO
78      RLL=RLL+LYKOZO(1)
79      END DO
80
81      C
82      C+++++
83      C*** CHEQUEO DE ERRORES DE ENTRADA
84      C
85      IF(NB.LE.0) CALL ERRMES (1)
86      IF(ESP.LE.0.OR.ANCHO.LE.0) CALL ERRMES(5)
87      IF(MATERIAL.NE.'ACERO1'.AND.MATERIAL.NE.'AL-6061'.AND.
88      @ MATERIAL.NE.'ACERO2'.AND.MATERIAL.NE.'ACERO3'.AND.
89      @ MATERIAL.NE.'ACERO4'.AND.MATERIAL.NE.'ACERO5'.AND.
90      @ MATERIAL.NE.'ACERO6'.AND.MATERIAL.NE.'ACERO7'.AND.
91      @ MATERIAL.NE.'A450EMZ'.AND.MATERIAL.NE.'AL-5052'.AND.
92      @ MATERIAL.NE.'AL-5083') THEN
93      CALL ERRMES(4)
94      END IF
95      CALL PROPIE(MATERIAL,DENS,CESP,TFUSI,PROCED,
96      @ RO1,DIFUSIC,CONDUCTIC)
97      C
98      C*** ESCRITURA DE DATOS GENERALES
99      C
100     WRITE(10,10) TITULO,NB,ANCHO,ESP,MATERIAL
101
102     WRITE(10,256)DIFUSIC,CESP,conductic,DENS
103     WRITE(10,257)
104     WRITE(10,24)PROCED
105     WRITE(10,28)INT
106     WRITE(10,29)U
107     WRITE(10,30)VELO
108     WRITE(10,300)RO1
109     WRITE(10,301)INTAUARU1*0.1/VELO
110
111     C
112     C
113     ECKITI=2
114     C
115     C
116     C
117     C
118     C
119     C
120     C
121     C
122     C
123     C
124     C
125     C
126     C
127     C
128     C
129     C
130     C
131     C
132     C
133     C
134     C
135     C
136     C
137     C
138     C
139     C
140     C
141     C
142     C
143     C
144     C
145     C
146     C
147     C
148     C
149     C
150     C
151     C
152     C
153     C
154     C
155     C
156     C
157     C
158     C
159     C
160     C
161     C
162     C
163     C
164     C
165     C
166     C
167     C
168     C
169     C
170     C
171     C
172     C
173     C
174     C
175     C
176     C
177     C
178     C
179     C
180     C
181     C
182     C
183     C
184     C
185     C
186     C
187     C
188     C
189     C
190     C
191     C
192     C
193     C
194     C
195     C
196     C
197     C
198     C
199     C
200     C
201     C
202     C
203     C
204     C
205     C
206     C
207     C
208     C
209     C
210     C
211     C
212     C
213     C
214     C
215     C
216     C
217     C
218     C
219     C
220     C
221     C
222     C
223     C
224     C
225     C
226     C
227     C
228     C
229     C
230     C
231     C
232     C
233     C
234     C
235     C
236     C
237     C
238     C
239     C
240     C
241     C
242     C
243     C
244     C
245     C
246     C
247     C
248     C
249     C
250     C
251     C
252     C
253     C
254     C
255     C
256     C
257     C
258     C
259     C
260     C
261     C
262     C
263     C
264     C
265     C
266     C
267     C
268     C
269     C
270     C
271     C
272     C
273     C
274     C
275     C
276     C
277     C
278     C
279     C
280     C
281     C
282     C
283     C
284     C
285     C
286     C
287     C
288     C
289     C
290     C
291     C
292     C
293     C
294     C
295     C
296     C
297     C
298     C
299     C
300     C
301     C
302     C
303     C
304     C
305     C
306     C
307     C
308     C
309     C
310     C
311     C
312     C
313     C
314     C
315     C
316     C
317     C
318     C
319     C
320     C
321     C
322     C
323     C
324     C
325     C
326     C
327     C
328     C
329     C
330     C
331     C
332     C
333     C
334     C
335     C
336     C
337     C
338     C
339     C
340     C
341     C
342     C
343     C
344     C
345     C
346     C
347     C
348     C
349     C
350     C
351     C
352     C
353     C
354     C
355     C
356     C
357     C
358     C
359     C
360     C
361     C
362     C
363     C
364     C
365     C
366     C
367     C
368     C
369     C
370     C
371     C
372     C
373     C
374     C
375     C
376     C
377     C
378     C
379     C
380     C
381     C
382     C
383     C
384     C
385     C
386     C
387     C
388     C
389     C
390     C
391     C
392     C
393     C
394     C
395     C
396     C
397     C
398     C
399     C
400     C
401     C
402     C
403     C
404     C
405     C
406     C
407     C
408     C
409     C
410     C
411     C
412     C
413     C
414     C
415     C
416     C
417     C
418     C
419     C
420     C
421     C
422     C
423     C
424     C
425     C
426     C
427     C
428     C
429     C
430     C
431     C
432     C
433     C
434     C
435     C
436     C
437     C
438     C
439     C
440     C
441     C
442     C
443     C
444     C
445     C
446     C
447     C
448     C
449     C
450     C
451     C
452     C
453     C
454     C
455     C
456     C
457     C
458     C
459     C
460     C
461     C
462     C
463     C
464     C
465     C
466     C
467     C
468     C
469     C
470     C
471     C
472     C
473     C
474     C
475     C
476     C
477     C
478     C
479     C
480     C
481     C
482     C
483     C
484     C
485     C
486     C
487     C
488     C
489     C
490     C
491     C
492     C
493     C
494     C
495     C
496     C
497     C
498     C
499     C
500     C
501     C
502     C
503     C
504     C
505     C
506     C
507     C
508     C
509     C
510     C
511     C
512     C
513     C
514     C
515     C
516     C
517     C
518     C
519     C
520     C
521     C
522     C
523     C
524     C
525     C
526     C
527     C
528     C
529     C
530     C
531     C
532     C
533     C
534     C
535     C
536     C
537     C
538     C
539     C
540     C
541     C
542     C
543     C
544     C
545     C
546     C
547     C
548     C
549     C
550     C
551     C
552     C
553     C
554     C
555     C
556     C
557     C
558     C
559     C
560     C
561     C
562     C
563     C
564     C
565     C
566     C
567     C
568     C
569     C
570     C
571     C
572     C
573     C
574     C
575     C
576     C
577     C
578     C
579     C
580     C
581     C
582     C
583     C
584     C
585     C
586     C
587     C
588     C
589     C
590     C
591     C
592     C
593     C
594     C
595     C
596     C
597     C
598     C
599     C
600     C
601     C
602     C
603     C
604     C
605     C
606     C
607     C
608     C
609     C
610     C
611     C
612     C
613     C
614     C
615     C
616     C
617     C
618     C
619     C
620     C
621     C
622     C
623     C
624     C
625     C
626     C
627     C
628     C
629     C
630     C
631     C
632     C
633     C
634     C
635     C
636     C
637     C
638     C
639     C
640     C
641     C
642     C
643     C
644     C
645     C
646     C
647     C
648     C
649     C
650     C
651     C
652     C
653     C
654     C
655     C
656     C
657     C
658     C
659     C
660     C
661     C
662     C
663     C
664     C
665     C
666     C
667     C
668     C
669     C
670     C
671     C
672     C
673     C
674     C
675     C
676     C
677     C
678     C
679     C
680     C
681     C
682     C
683     C
684     C
685     C
686     C
687     C
688     C
689     C
690     C
691     C
692     C
693     C
694     C
695     C
696     C
697     C
698     C
699     C
700     C
701     C
702     C
703     C
704     C
705     C
706     C
707     C
708     C
709     C
710     C
711     C
712     C
713     C
714     C
715     C
716     C
717     C
718     C
719     C
720     C
721     C
722     C
723     C
724     C
725     C
726     C
727     C
728     C
729     C
730     C
731     C
732     C
733     C
734     C
735     C
736     C
737     C
738     C
739     C
740     C
741     C
742     C
743     C
744     C
745     C
746     C
747     C
748     C
749     C
750     C
751     C
752     C
753     C
754     C
755     C
756     C
757     C
758     C
759     C
760     C
761     C
762     C
763     C
764     C
765     C
766     C
767     C
768     C
769     C
770     C
771     C
772     C
773     C
774     C
775     C
776     C
777     C
778     C
779     C
780     C
781     C
782     C
783     C
784     C
785     C
786     C
787     C
788     C
789     C
790     C
791     C
792     C
793     C
794     C
795     C
796     C
797     C
798     C
799     C
800     C
801     C
802     C
803     C
804     C
805     C
806     C
807     C
808     C
809     C
810     C
811     C
812     C
813     C
814     C
815     C
816     C
817     C
818     C
819     C
820     C
821     C
822     C
823     C
824     C
825     C
826     C
827     C
828     C
829     C
830     C
831     C
832     C
833     C
834     C
835     C
836     C
837     C
838     C
839     C
840     C
841     C
842     C
843     C
844     C
845     C
846     C
847     C
848     C
849     C
850     C
851     C
852     C
853     C
854     C
855     C
856     C
857     C
858     C
859     C
860     C
861     C
862     C
863     C
864     C
865     C
866     C
867     C
868     C
869     C
870     C
871     C
872     C
873     C
874     C
875     C
876     C
877     C
878     C
879     C
880     C
881     C
882     C
883     C
884     C
885     C
886     C
887     C
888     C
889     C
890     C
891     C
892     C
893     C
894     C
895     C
896     C
897     C
898     C
899     C
900     C
901     C
902     C
903     C
904     C
905     C
906     C
907     C
908     C
909     C
910     C
911     C
912     C
913     C
914     C
915     C
916     C
917     C
918     C
919     C
920     C
921     C
922     C
923     C
924     C
925     C
926     C
927     C
928     C
929     C
930     C
931     C
932     C
933     C
934     C
935     C
936     C
937     C
938     C
939     C
940     C
941     C
942     C
943     C
944     C
945     C
946     C
947     C
948     C
949     C
950     C
951     C
952     C
953     C
954     C
955     C
956     C
957     C
958     C
959     C
960     C
961     C
962     C
963     C
964     C
965     C
966     C
967     C
968     C
969     C
970     C
971     C
972     C
973     C
974     C
975     C
976     C
977     C
978     C
979     C
980     C
981     C
982     C
983     C
984     C
985     C
986     C
987     C
988     C
989     C
990     C
991     C
992     C
993     C
994     C
995     C
996     C
997     C
998     C
999     C
1000    C

```

```

117      ECRITI= (INTAU*RU1/20./DENS/CESP/VELO)*
118      @      ((1./(500.-T0))+(1./(800.-T0)))
119      ECRITI=0.1*SQRT(ECRITI)
120      WRITE(10,302) T0,ECRITI
121      C
122      C***  APLICACION DE LA FORMULA DE ROSENTHAL
123      C
124      C
125      C  CALCULO DE LA DISTANCIA DESDE EL CORDON DE SOLDADURA
126      C
127      IF(INODE.EQ.1)NB=NB+1
128      DO J=1,NB
129      IF(INODE.EQ.0) THEN
130      DIST(J)=(XI(J)+XJ(J))/2.
131      ELSE
132      IF(J.EQ.NB) THEN
133      DIST(J)=XJ(J-1)
134      ELSE
135      DIST(J)=X1(J)
136      END IF
137      END IF
138      END DO
139      C
140      C  METODO DE ROSENTHAL
141      C
142      DO I=1,NB
143      TEMP(I)=0
144      END DO
145      ENA=RU1*0.24*UA*INT/ESP
146      TIEMPO=0.0
147      NT=1
148      C
149      C  COMIENZA EL CALCULO
150      C
151      3000      W=VELO*TIEMPO
152      DO J=1,NB
153      CALL PROPIEVA(MATERIAL,TEMP(J),CONDUCTI,DIFUSI,
154      @      CONDUCTIC,DIFUSIC,ICONTROL)
155      CONS1=ENA/2./3.141592/CONDUCTI
156      DD=SQRT(W**2+DIST(J)**2)
157      ARG=VELO*DD/2./DIFUSI
158      IF(ARG.EQ.0.) THEN
159      TE=TFUSI
160      ELSE
161      IF(ESP.GT.ECRITI) THEN
162      C
163      C  CHAPA GRUESA > 20 MM.
164      C
165      ARG=ARG*((W/DD)-1.0)
166      SALIDA=DEXP(ARG)*ESP/DD
167      C
168      C  CHAPA FINA
169      C
170      ELSE
171      IF(ARG.LT.80.0) then
172      CALL BESSEL(1,ARG,IERK,SALIDA)
173      ARG=VELO*W/2./DIFUSI
174      SALIDA= SALIDA*DEXP(ARG):

```

```

175             IF(IERR.NE.0) CALL ERRMES(IERR)
176             else
177                 ARG1=ARG
178                 ARG=ARG*(W/DU)-1)
179                 salida=dsqrt(3.141592/2./arg1)*dexp(ar
180                 END IF
181             END IF
182             TE=CONSL*SALIDA+T0
183             C             TYPE *, 'CONSL,SALIDA,TE',CONSL,SALIDA,TE,DIFUSI
184             C             CONDUCTI
185                 IF(TE.GT.TFUSI)TE=TFUSI
186             END IF
187             KTEMP(J,NT)=TE
188         END DO
189         CONTROL=0
190         DO I=1,NB
191             C             TYPE *, 'I,TA,TAN',I,KTEMP(I,NT),TEMP(I),TIEMP
192             IF(ABS(KTEMP(I,NT)-TEMP(I)).GT.1) THEN
193                 CONTROL=1
194             END IF
195         END DO
196         IF(CONTROL.EQ.1) THEN
197             DO I=1,NB
198                 TEMP(I)=(TEMP(I)+KTEMP(I,NT))*0.5
199             END DO
200             GO TO 3000
201         END IF
202         TIEMPO=TIEMPO+INCTIE
203         NT=NT+1
204         IF(TIEMPO.LE.TIEMPOT0) GO TO 3000
205         NT=NT-1
206     C
207     C     ESCRITURA EN FICHERO DE RESULTADOS
208     C
209         WRITE(10,25)
210         LL=NB
211         IF(NB.GT.10) LL=10
212         WRITE(10,26) (DIST(I),I=1,LL)
213         TIEMPO=-INCTIE
214         NK=1.
215         DO I=1,NT
216             TIEMPO=TIEMPO+INCTIE
217             IF(TIEMPO.LY.TIETOE.AND.
218                 C             @             ABS(TIEMPO-TIETOE*(NK-1.)).LE.1.E-6) THEN
219                 WRITE(10,27)TIEMPO,(KTEMP(J,I),J=1,LL)
220                 NK=NK+1.
221             END IF
222         END DO
223     C
224     C     CALCULO DE LA ENVOLVENTE TERMICA DE LA ECUACION DE ROSENTHAL
225     C     MEDIANTE EL USO DE FORMULA DE GRAY-SPENCE
226     C
227         CALL PROPIE(MATERIAL,DENS,CESP,TFUSI,PROCED,
228             C             @             RUI,DIFUSIC,CONDUCTIC)
229         CONSL=0.5*RU1*AU*INY*DIFUSIC*0.24/VELO/ESP/CONDUCTIC
230         DO I=1,NB
231             ENVOYE(I)=T0+(CONSL/DIST(I)*2+0.8*DIFUSIC/VELO))
232

```

```

233             IF(ENVOTE(I).GT.YFUSI)ENVOTE(I)=YFUSI
234             TEENV(1)=0.0
235             DO J=1,NT
236             IF(KTEMP(1,J).GT.TEENV(1)) TEENV(1)=KTEMP(1,J)
237             END DO
238             END DO
239 C
240 C     ESCRITURA ENVOLVENTE TERMICA
241 C
242             WRITE(10,251)
243             DO I=1,NB
244             WRITE(10,678)I,DIST(1),TEENV(1),ENVOTE(I)
245             END DO
246 C
247 C
248 C     ESCRITURA EN FICHERO PARA KALEIDA
249 C
250 C
251 C
252             IF (NPAS.GT.0) THEN
253             TIEMPO=-INCTIE
254             KK=0
255             DO I=1,NT
256             TIEMPO=TIEMPO+INCTIE
257             IF(TIEMPO.EQ.IC(KK+1)) THEN
258             KK=KK+1
259             NC(KK)=I
260             IF(KK.EQ.NPAS) GO TO 1100
261             END IF
262             END DO
263             1100 WRITE(12,78)(IC(KK),KK=1,NPAS)
264             78  FORMAT('DIST ',10(F7.2,'g',1X))
265             DO I=1,NB
266             WRITE(12,77)DIST(1),(KTEMP(I,NC(KK)),KK=1,NPAS),TEENV(1)
267             77  FORMAT(F10.3,1X,10(15,1X))
268             END DO
269             END IF
270 C
271 C     ESCRITURA FICHERO PARA ANSYS
272 C
273             TIEMPO=-INCTIE
274             NK=1.
275             DO I=1,NT
276             TIEMPO=TIEMPO+INCTIE
277             IF(TIEMPO.LT.YIETOE.AND.
278             0      ABS(TIEMPO-YIETOE*(NK-1.)).LE.1.E-6) THEN
279             WRITE(10,259) TIEMPO
280             259  FORMAT('AAA HIPOTESIS DE CARGA PARA T = ', E12.5,' g.')
281             DO J=1,NB
282             WRITE(10,260) DIST(J),KTEMP(J,I)
283             260  FORMAT(1X,'NSEL,X,',E12.5,/,1X,'T,ALL,',15,/, 'NALL')
284             END DO
285             WRITE(10,261)
286             261  FORMAT(1X,'LWRITE')
287             NK=NK+1.
288             END IF
289             END DO
290 C

```

```

291      C      ESCRITURA PARA FICHERO MONODIMENSIONAL
292      C
293      IF(TIETOE.EQ.IYIETOE.AND.TIETOE.EQ.TIEMPOIO) THEN
294          WRITE(IE,2559)
295          DO I=1,NB
296              WRITE(IE,2660) TEENV(I)
297          END DO
298      ELSE
299          TIEMPO=-INCTIE
300          NK=1.
301          DO I=1,NT
302              TIEMPO=TIEMPO+INCTIE
303              IF(TIEMPO.LE.TIETOE.AND.
304                  @ ABS(TIEMPO-IYIETOE*(NK-1.)).LE.1.E-6) THEN
305                  WRITE(IE,2559)
306          2559      FORMAT(' TVAR ')
307                  DO J=1,NB
308                      WRITE(IE,2660) KIEMP(J,I)
309          2660      FORMAT(1X,15)
310                  END DO
311                  NK=NK+1.
312              END IF
313          END DO
314      END IF
315      C
316      C
317      C
318      C
319      C
320      1      FORMAT(A72)
321      2      FORMAT(A10)
322      67      FORMAT(A5)
323      10      FORMAT(5X,A72,/,5X,/,/,
324          @ 5X,'CICLO TERMICO espesor < 20 mm. chapa fina'
325          @ //,5X,'EQUACION DE ROSENTHAL',/,
326          @ 5X,'DISTRIBUCION DE TEMPERATURA A LO LARGO DE LA',/,
327          @ 5X,'SECCION PERPENDICULAR AL CORDON EN FUNCION DE t',/
328          @ 5X,'DATOS DEL PROBLEMA A RESOLVER : ',/,
329          @ 5X,'Numero de Barras ..... ',I5,/,
330          @ 5X,'1/2 Ancho de la Chapa.... ',F8.2,' cm.',/,
331          @ 5X,'Espesor de la Chapa..... ',F8.3,' cm.',/,
332          @ 5X,'Material..... ',A10,/)
333      256      .FORMAT(5X,'DATOS DEL MATERIAL A Io: ',/,
334          @ 5X,'DIFUSIVIDAD ',E12.5,' cm2/sg'
335          @ 5X,'CALOR ESPECIFICO ',E12.5,' J/GR/C'
336          @ 5X,'CONDUCTI ',E12.5,' Cal/Cm/sg/C',
337          @ 5X,'DENSIDAD ',E12.5,' Gr/mm3',/)
338      24      FORMAT(5X,'PROCED.',14X,A3,4X)
339      28      FORMAT(5X,'INTENS.(A)',9X,F5.1)
340      29      FORMAT(5X,'VOLTAGE (V)',8X,F5.1)
341      30      FORMAT(5X,'VELOCIDAD (cm/sg)',3X,F5.2)
342      300      FORMAT(5X,'RENDIMIENTO',9X,F5.2)
343      301      FORMAT(5X,'HEAT INPUT (KJ/m)',1X,F6.1)
344      302      FORMAT(5X,'TEMPERATURA AMBIENTE',1X,F6.1,
345          @ /,5X,'ESPESOR CRITICO (cm)',1X,F5.2)
346      257      FORMAT(5X,'DATOS DEL PROCEDIMIENTO DE SOLDEO : ',/)
347      25      FORMAT(/,2X,'C I C L O   T E R M I C O *****',/,2X,
348          @ 'TIEMPO                DISTANCIA (cm) ',/)

```



```

349      26      FORMAT(10X,10(F5.2,1X))
350      27      FORMAT(1X,F8.2,10(15,1X))
351      285      FORMAT(17X,10(15,1X))
352      251      FORMAT(2X,'ENVOLVENTE      TECNICA *****',/,2X,
353      @      '      BARRA      DIST      ROSENTHAL      GRAY-SPENCE'
354      @      ',/ )
355      678      FORMAT(5X,15,2X,F10.3,6X,15,10X,15)
356
357      END
358      C
359      SUBROUTINE ERRMES(NPAR)
360      IMPLICIT NONE
361      INCLUDE 'VARGEN.FOR'
362      INTEGER*4 NPAR
363      CHARACTER*72 MENSAJE(100)
364      MENSAJE(1)=' NUMERO DE BARRAS CERO O MENOR'
365      MENSAJE(2)=' NUMERO DE ETAPAS CERO O MENOR'
366      C      MENSAJE(3)=' LONGITUD DE CHAPA CERO O MENOR'
367      MENSAJE(4)=' MATERIAL DESCONOCIDO '
368      C      MENSAJE(5)=' AREA DE ALGUNA BARRA CERO O MENOR'
369      MENSAJE(6)=' TIPO DE CARGA DESCONOCIDO'
370      MENSAJE(8)=' TEMPERATURA FUERA DE TABLA'
371      MENSAJE(9)=' ARGUMENTO EN FUNCION DE BESSEL < 0'
372      MENSAJE(10)=' ARGUMENTO EN FUNCION DE BESSEL > XMAX'
373      MENSAJE(12)=' DISTANCIA DEL BORDE A LINEA DE CALOR NO VALIDA'
374      MENSAJE(7)=' ETAPA DE TEMPERATURA NO VALIDA'
375      WRITE(6,1)MENSAJE(NPAR)
376      1      FORMAT(A72)
377      STOP
378      END
379      SUBROUTINE PROPIEVA(MATERIAL,TEMP,CONDUCTI,DIFUSI,CONDUCTIC,
380      @      DIFUSIC,TCONTROL)
381      C
382      C      CALCULO DE PROPIEDADES FUNCION DE T
383      C
384      IMPLICIT NONE
385      INTEGER*4 TEMP,TCONTROL,TT
386      REAL*8 DIFUSI,CONDUCTI,CONDUCTIC,DIFUSIC
387      CHARACTER*5 PRO
388      CHARACTER*10 MATERIAL
389      C
390      C      DENSIDAD EN GR/MM3
391      C      TFUSION EN C
392      C      CESP EN J/GR/C
393      C      CONDUCTIVIDAD EN CAL/CM/SEG/C
394      C      DIFUSIVIDAD EN CM2 /SEG
395      C
396      TT=TEMP
397      IF(TCONTROL.EQ.0) TT=0
398      IF(MATERIAL.EQ.'ACERU1') THEN
399          CONDUCTI=CONDUCTIC
400          DIFUSI=DIFUSIC
401      ENDIF
402      IF(MATERIAL.EQ.'ACERU2') THEN
403          CONDUCTI=CONDUCTIC
404          DIFUSI=DIFUSIC
405      ENDIF
406      IF(MATERIAL.EQ.'ACERU3'.OR.MATERIAL.EQ.'ACERU4') THEN

```

```

407             CONDUCTI=CONDUCTIC
408             DIFUSI=DIFUSIC
409     ENDIF
410     IF(MATERIAL.EQ.'ACER05'.OR.MATERIAL.EQ.'ACER06') THEN
411         CONDUCTI=CONDUCTIC
412         DIFUSI=DIFUSIC
413     ENDIF
414     IF(MATERIAL.EQ.'A450EMZ') THEN
415         CONDUCTI=CONDUCTIC
416         DIFUSI=DIFUSIC
417     ENDIF
418     IF(MATERIAL.EQ.'AL-6061') THEN
419         CONDUCTI=CONDUCTIC+0.00036231*TT
420         DIFUSI=DIFUSIC+0.00024*TT
421     ENDIF
422     IF(MATERIAL.EQ.'AL-5052') THEN
423         CONDUCTI=CONDUCTIC
424         DIFUSI=DIFUSIC
425     ENDIF
426     IF(MATERIAL.EQ.'AL-5083') THEN
427         CONDUCTI=CONDUCTIC+0.00036231*TT
428         DIFUSI=DIFUSIC+0.00024*TT
429     ENDIF
430     RETURN
431     END
432     SUBROUTINE PROPIE (MATERIAL,DENS,CESP,TFUSI,PRO,R01,
433     @           DIFUSI,CONDUCTI)
434     C
435     C     CALCULO DE PROPIEDADES
436     C
437     IMPLICIT NONE
438     REAL*8 DENS,CESP,TFUSI,R01,DIFUSI,CONDUCTI
439     CHARACTER*5 PRO
440     CHARACTER*10 MATERIAL
441             R01=0.9
442             IF(PRO.EQ.'ER')R01=0.8
443             IF(PRO.EQ.'MIG')R01=0.643
444             IF(PRO.EQ.'MAG')R01=0.7
445             IF(PRO.EQ.'TIG')R01=0.65
446
447     C
448     C     DENSIDAD EN GR/MM3
449     C     TFUSION     EN C
450     C     CESP        EN J/GR/C
451     C     CONDUCTIVIDAD EN CAL/CM/SEG/C
452     C     DIFUSIVIDAD EN CM2 /SEG
453     C
454     IF(MATERIAL.EQ.'ACER01') THEN
455         DENS=0.00785
456         TFUSI=1509.0
457         CESP=0.45
458         CONDUCTI=0.108
459         DIFUSI=CONDUCTI/(CESP*0.24)/(DENS*1000.)
460     ENDIF
461     IF(MATERIAL.EQ.'ACER02') THEN
462         DENS=0.00785
463         TFUSI=1509.0
464         CESP=0.45

```

```

465             CONDUCTI=0.108
466             DIFUSI=CONDUCTI/(CESP*0.24)/(DENS*1000.)
467     ENDIF
468     IF(MATERIAL.EQ.'ACER03'.OR.MATERIAL.EQ.'ACER04') THEN
469         DENS=0.00785
470         TFUSI=1600.0
471         CESP=0.45
472         CONDUCTI=0.108
473         DIFUSI=CONDUCTI/(CESP*0.24)/(DENS*1000.)
474     ENDIF
475     IF(MATERIAL.EQ.'ACER05'.OR.MATERIAL.EQ.'ACER06') THEN
476         DENS=0.00785
477         TFUSI=1509.0
478         CESP=0.45
479         CONDUCTI=0.108
480         DIFUSI=CONDUCTI/(CESP*0.24)/(DENS*1000.)
481     ENDIF
482     IF(MATERIAL.EQ.'A450EM2') THEN
483         DENS=0.00785
484         TFUSI=1527
485         CESP=0.573
486         CONDUCTI=0.0984
487         DIFUSI=CONDUCTI/(CESP*0.24)/(DENS*1000.)
488     END IF
489     IF(MATERIAL.EQ.'AL-6061') THEN
490         DENS=0.002714
491         TFUSI=571
492         CESP=0.903
493         CONDUCTI=0.387
494         DIFUSI=CONDUCTI/(CESP*0.24)/(DENS*1000.)
495     ENDIF
496     IF(MATERIAL.EQ.'AL-5052') THEN
497         DENS=0.002714
498         TFUSI=580
499         CESP=0.903
500         CESP=1.05
501         CONDUCTI=0.48
502         C        CONDUCTI=0.387
503         DIFUSI=CONDUCTI/(CESP*0.24)/(DENS*1000.)
504     ENDIF
505     IF(MATERIAL.EQ.'AL-5083') THEN
506         DENS=0.00266
507         TFUSI=638
508         CESP=0.903
509         CONDUCTI=0.28
510         DIFUSI=CONDUCTI/(CESP*0.24)/(DENS*1000.)
511     ENDIF
512     RETURN
513     END
514     C
515     C
516     C    IMSL ROUTINE NAME    -  MMBSKO
517     C
518     C-----
519     C
520     C    COMPUTER            -  VAX/DOUBLE
521     C
522     C

```

```

523 C
524 C PURPOSE - MODIFIED BESSEL FUNCTION OF THE SECOND KIND
525 C OF ORDER ZERO
526 C
527 C USAGE - FUNCTION MMBSKO (IOPT,ARG,IER)
528 C
529 C ARGUMENTS MMBSKO - OUTPUT VALUE OF THE FUNCTION AT ARG. MMBSKO
530 C MUST BE TYPED APPROPRIATELY IN THE CALLIN
531 C PROGRAM. (SEE THE PRECISION/HARDWARE
532 C SECTION.)
533 C IOPT - INPUT OPTION PARAMETER.
534 C IF IOPT = 1, THE MODIFIED BESSEL FUNCTION OF
535 C THE SECOND KIND OF ORDER ZERO FOR ARGUMEN
536 C ARG IS EVALUATED. ARG MUST BE GREATER THA
537 C XMIN AND LESS THAN OR EQUAL TO XMAX. XMIN
538 C OF THE ORDER OF 10**(-46) AND XMAX IS AT
539 C LEAST 87. THE EXACT VALUES OF XMIN AND XM
540 C MAY ALLOW LARGER RANGES FOR ARG ON SOME
541 C COMPUTERS. SEE THE PROGRAMMING NOTES IN Y
542 C MANUAL FOR THE EXACT VALUES.
543 C IF IOPT = 2, EXP(ARG)*THE MODIFIED BESSEL
544 C FUNCTION OF THE SECOND KIND OF ORDER ZERO
545 C FOR ARGUMENT ARG IS EVALUATED. ARG MUST B
546 C GREATER THAN XMIN.
547 C ARG - INPUT ARGUMENT. SEE DESCRIPTION OF IOPT.
548 C IER - ERROR PARAMETER. (OUTPUT)
549 C TERMINAL ERROR
550 C IER = 129 INDICATES THAT ARG WAS LESS THA
551 C XMIN OR IOPT WAS NOT 1 OR 2. MMBSKO IS
552 C SET TO MACHINE INFINITY.
553 C IER = 130 INDICATES THAT ARG WAS OUT OF
554 C RANGE. MMBSKO IS SET TO MACHINE INFINITI
555 C HOWEVER, IF IOPT = 1 AND ARG IS GREATER
556 C THAN OR EQUAL TO XMAX, MMBSKO IS SET
557 C TO ZERO.
558 C
559 C PRECISION/HARDWARE - DOUBLE/H32,H36
560 C - SINGLE/H48,H60
561 C
562 C REQ'D. IMSL ROUTINES - UERTST,UGETIO
563 C
564 C NOTATION - INFORMATION ON SPECIAL NOTATION AND
565 C CONVENTIONS IS AVAILABLE IN THE MANUAL
566 C INTRODUCTION OR THROUGH IMSL ROUTINE UHEL
567 C
568 C COPYRIGHT - 1978 BY IMSL, INC. ALL RIGHTS RESERVED.
569 C
570 C WARRANTY - IMSL WARRANTS ONLY THAT IMSL TESTING HAS BE
571 C APPLIED TO THIS CODE. NO OTHER WARRANTY,
572 C EXPRESSED OR IMPLIED, IS APPLICABLE.
573 C
574 C -----
575 C
576 C SUBROUTINE BESSEL (IOPT,ARG,IER,MMBSKO)
577 C SPECIFICATIONS FOR ARGUMENTS
578 C INTEGER*4 IER,IOPT
579 C DOUBLE PRECISION ARG,MMBSKO
580 C SPECIFICATIONS FOR LOCAL VARIABLES

```

```

581      INTEGER      I, ISMALL(2)
582      DOUBLE PRECISION  F(4), G(3), P(6), PP(10), Q(2), QQ(10), CONST,
583      *             SUMF, SUMG, SUMP, SUMQ, TEMP, X, XINF, XMAX, XX, XSMA
584      EQUIVALENCE      (XSMALL, ISMALL(1))
585      C             MACHINE DEPENDENT CONSTANTS
586      C             XINF = LARGEST POSITIVE MACHINE
587      C             NUMBER
588      C             XMAX = 87.40, LARGEST ARGUMENT
589      C             ACCEPTABLE TO MMBSKO (IOPT=1)
590      C             XSMALL = 2**(-72), ARGUMENT BEL
591      C             WHICH MMBSKO MAY BE REPRESENTED
592      C             BY A CONSTANT AND A LOG
593      C
594      DATA CONST / .115931515658412449D+00/
595      DATA XINF/1.7D+38/
596      DATA XMAX /87.40D0/
597      DATA XSMALL/2.117582368D-22/
598      C             COEFFICIENTS FOR XSMALL .LE. ARG
599      C             .LE. 1.0
600      C
601      DATA P / .585992214128261000D+03, .131660525649895718D+00,
602      *         .119994637249107141D+02, .468509012019348321D+03,
603      *         .591690598522705122D+04, .247081527203995526D+04/
604      DATA Q /-.249944189728323036D+03, .213127143038491203D+05/
605      DATA F /-.164144528372990641D+01, -.296016578929588438D+03,
606      *         -.177337846849529859D+05, -.403203407611454822D+06/
607      DATA G /-.250649724458779927D+03, .298657131630540254D+05,
608      *         -.161281363044581940D+07/
609      C             COEFFICIENTS FOR 1.0 .LT. ARG
610      C
611      DATA PP/ .113949805573847782D+03, .368325899573402679D+04,
612      *         .310754089806843923D+05, .105770689480340219D+06,
613      *         .173988679025656862D+06, .150976463532899145D+06,
614      *         .715570627837640375D+05, .183215258701835377D+05,
615      *         .234447387641993150D+04, .116002494250760355D+03/
616      DATA QQ/ .200134430649492424D+03, .443296288897464087D+04,
617      *         .314746557502952788D+05, .974188297622680758D+05,
618      *         .151446446735201578D+06, .126898395879775987D+06,
619      *         .588246167858570276D+05, .148472283718023609D+05,
620      *         .188218908409827137D+04, .925565991773048397D+02/
621      C
622      C             FIRST EXECUTABLE STATEMENT
623      IER = 0
624      IF (IOPT.NE.1.AND.IOPT.NE.2) GO TO 40
625      X = ARG
626      IF (X.LE.0.0D0) GO TO 40
627      GO TO (5,10), IOPT
628      C             IOPT = 1
629      5 IF (X.GT.XMAX) GO TO 45
630      IF (X.LE.1.0D0) GO TO 15
631      GO TO 25
632      C             IOPT = 2
633      10 IF (X.GT.1.0D0) GO TO 25
634      C             0.0 .LT. ARG .LE. 1.0
635      15 TEMP = DLOG(X)
636      IF (X.LT.XSMALL) GO TO 20
637      XX = XAX
638      SUMP = (((P(1)*XX+P(2))*XX+P(3))*XX+P(4))*XX+P(5))*XX+P(6)

```

```

639      SUMQ = (XX+U(1))*XX+U(2)
640      SUMF = ((F(1)*XX+F(2))*XX+F(3))*XX+F(4)
641      SUMG = ((XX+G(1))*XX+G(2))*XX+G(3)
642      MMBSKO = SUMP/SUMQ-XX*SUMF*TEMP/SUMG-TEMP
643      IF (IOPT.EQ.2) MMBSKO = MMBSKO*DEXP(X)
644      GO TO 9005
645      C                                RETURN FOR SMALL ARG
646      20 MMBSKO = CONST-TEMP
647      GO TO 9005
648      C                                1.0 .LY. ARG
649      25 XX = 1.0D0/X
650      SUMP = PP(1)
651      DO 30 I=2,10
652          SUMP = SUMP*XX+PP(I)
653      30 CONTINUE
654      SUMQ = XX
655      DO 35 I=1,9
656          SUMQ = (SUMQ+QU(I))*XX
657      35 CONTINUE
658      SUMQ = SUMQ+QU(10)
659      MMBSKO = SUMP/SUMQ/DSORT(X)
660      IF (IOPT.EQ.1) MMBSKO = MMBSKO*DEXP(-X)
661      GO TO 9005
662      C                                ERROR RETURN FOR ARG .LE. 0 OR 1UP
663      C                                OUT OF RANGE
664      40 IER = 9
665      MMBSKO = XINF
666      GO TO 9005
667      C                                ERROR RETURN FOR ARG .GT. XMAX
668      45 IER = 10
669      MMBSKO = 0.0D0
670      9005 RETURN
671      END
672

```

CICLO TERMICO. SAW - ACERO- 450CMZ

CICLO TERMICO CONSIDERANDO :

- Placa gruesa
- Aplicacion del calor de forma instantanea en toda la linea de soldadura
- Placa de ancho y logitud infinita

DATOS DEL PROBLEMA A RESOLVER :

Numero de Barras ..... 50  
 1/2 Ancho de la Chapa..... 14.00 cm.  
 Espesor de la Chapa..... 7.500 cm.  
 Material..... A450CMZ

DATOS DEL MATERIAL A To:

DIFUSIVIDAD 0.91151E-01 cm<sup>2</sup>/sg  
 CALOR ESPECIFICO 0.57300E+00 J/GR/C  
 CONDUCTI 0.41000E+00 J/Cm/sg/C  
 DENSIDAD 0.78500E+01 Gr/cm<sup>3</sup>

DATOS DEL PROCEDIMIENTO DE SOLDEO :

PROCEO. AS  
 INTENS.(A) 713.0  
 VOLTAGE (V) 30.0  
 VELOCIDAD (cm/sg) 0.93  
 RENDIMIENTO 0.90  
 HEAT INPUT (KJ/m) 2092.5  
 TEMPERATURA AMBIENTE 125.

C I C L O T E R M I C O \*\*\*\*\*  
 TIEMPO DISTANCIA (cm.)

	0.00	0.10	0.20	0.30	0.40	0.50	0.60	0.70	0.80	0.90
0.00	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
0.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1230	610	316
1.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1005
1.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1356
2.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1462
2.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1461
3.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1416
3.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1355
4.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1434	1290
4.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1464	1347	1226
5.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1458	1366	1268	1166
5.50	1527	1527	1527	1527	1488	1428	1359	1281	1198	1111
6.00	1478	1472	1454	1424	1383	1332	1273	1207	1135	1059
6.50	1374	1369	1353	1328	1293	1249	1198	1141	1078	1012
7.00	1285	1280	1267	1245	1214	1177	1132	1082	1028	969
7.50	1208	1204	1192	1172	1146	1113	1074	1030	982	930
8.00	1140	1136	1126	1109	1086	1056	1022	983	940	894
8.50	1080	1077	1068	1053	1032	1006	975	940	902	860
9.00	1027	1024	1016	1003	984	961	933	902	867	830
9.50	980	977	970	958	941	920	895	867	835	801
10.00	937	935	928	917	902	883	860	835	806	775

10.50	898	896	890	880	866	849	829	805	779	751
11.00	863	861	856	847	834	818	800	778	754	728
11.50	831	829	824	816	804	790	773	753	731	707
12.00	801	800	795	788	777	764	748	730	709	687
12.50	774	773	769	762	752	740	725	708	689	669
13.00	749	748	744	738	729	717	704	688	670	651
13.50	726	725	721	715	707	696	684	669	653	635
14.00	705	704	700	695	687	677	665	652	636	620
14.50	685	684	680	675	668	659	648	635	621	605
15.00	666	665	662	657	650	642	632	620	606	591
15.50	649	648	645	640	634	626	616	605	592	579
16.00	632	631	629	624	618	611	602	591	579	566
16.50	617	616	614	609	604	597	588	578	567	555
17.00	602	602	599	595	590	583	575	566	555	544
17.50	589	588	586	582	577	571	563	554	544	533
18.00	576	575	573	570	565	559	552	543	534	523
18.50	564	563	561	558	553	548	541	533	524	514
19.00	552	551	550	546	542	537	530	523	514	505
19.50	541	540	539	536	532	527	520	513	505	496
20.00	531	530	528	526	522	517	511	504	497	488
20.50	521	520	519	516	512	508	502	496	488	480
21.00	511	511	509	507	503	499	494	487	480	472
21.50	502	502	500	498	495	490	485	479	473	465
22.00	494	493	492	490	486	482	478	472	465	458
22.50	486	485	484	482	479	475	470	465	458	452
23.00	478	477	476	474	471	467	463	458	452	445
23.50	470	470	469	467	464	460	456	451	445	439
24.00	463	463	461	459	457	453	449	445	439	433
24.50	456	456	455	453	450	447	443	439	433	427
25.00	449	449	448	446	444	441	437	432	427	422
25.50	443	443	442	440	438	435	431	427	422	416
26.00	437	437	436	434	432	429	425	421	417	411
26.50	431	431	430	428	426	423	420	416	411	406
27.00	425	425	424	423	420	418	415	411	406	402
27.50	420	420	419	417	415	413	409	406	402	397
28.00	415	414	413	412	410	408	405	401	397	392
28.50	410	409	408	407	405	403	400	396	392	388
29.00	405	404	404	402	400	398	395	392	388	384
29.50	400	400	399	398	396	394	391	388	384	380
30.00	395	395	394	393	391	389	386	383	380	376
30.50	391	391	390	389	387	385	382	379	376	372
31.00	387	386	386	384	383	381	378	375	372	368
31.50	382	382	381	380	379	377	374	372	368	365
32.00	378	378	377	376	375	373	371	368	365	361
32.50	374	374	374	373	371	369	367	364	361	358
33.00	371	370	370	369	367	366	363	361	358	355
33.50	367	367	366	365	364	362	360	357	355	351
34.00	363	363	363	362	360	359	357	354	351	348
34.50	360	360	359	358	357	355	353	351	348	345
35.00	357	356	356	355	354	352	350	348	345	342
35.50	353	353	352	352	350	349	347	345	342	339
36.00	350	350	349	349	347	346	344	342	339	337
36.50	347	347	346	346	344	343	341	339	337	334
37.00	344	344	343	343	341	340	338	336	334	331
37.50	341	341	340	340	339	337	335	333	331	329
38.00	339	338	338	337	336	334	333	331	329	326
38.50	335	335	335	334	333	332	330	328	326	324
39.00	333	333	332	331	330	329	328	326	324	321



39.50	320	320	320	329	328	327	325	323	321	319
40.00	328	327	327	326	325	324	323	321	319	317
40.50	325	325	325	324	323	322	320	319	317	314
41.00	323	322	322	321	321	319	318	316	314	312
41.50	320	320	320	319	318	317	316	314	312	310
42.00	318	318	317	317	316	315	313	312	310	308
42.50	316	315	315	315	314	313	311	310	308	306
43.00	313	313	313	312	311	310	309	308	306	304
43.50	311	311	311	310	309	308	307	306	304	302
44.00	309	309	309	308	307	306	305	304	302	300
44.50	307	307	307	306	305	304	303	302	300	298
45.00	305	305	305	304	303	302	301	300	298	296
45.50	303	303	303	302	301	300	299	298	296	295
46.00	301	301	301	300	299	298	297	296	294	293
46.50	299	299	299	298	298	297	296	294	293	291
47.00	297	297	297	296	296	295	294	292	291	289
47.50	296	295	295	295	294	293	292	291	289	288
48.00	294	294	293	293	292	291	290	289	288	286
48.50	292	292	292	291	290	290	289	287	286	284
49.00	290	290	290	289	289	288	287	286	284	283
49.50	289	289	288	288	287	286	285	284	283	281

ENVOLVENTE	TERMICA	ID
BARRA	DIST	ROSENTHAL PLACA-GRUESA
1	0.000	1527
2	0.100	1527
3	0.200	1527
4	0.300	1527
5	0.400	1527
6	0.500	1527
7	0.600	1527
8	0.700	1527
9	0.800	1527
10	0.900	1462
11	1.000	1210
12	1.100	1024
13	1.200	881
14	1.300	769
15	1.400	680
16	1.500	609
17	1.600	550
18	1.700	501
19	1.800	461
20	1.900	426
21	2.000	397
22	2.100	372
23	2.200	350
24	2.300	330
25	2.400	314
26	2.500	299
27	2.600	286
28	2.700	274
29	2.800	263
30	2.900	254
31	3.000	246
32	3.550	211
33	4.100	189
34	4.650	175

35	5.200	165	165
36	5.750	157	157
37	6.300	152	152
38	6.850	148	148
39	7.400	144	144
40	7.950	142	142
41	8.500	140	140
42	9.050	138	138
43	9.600	136	136
44	10.150	134	135
45	10.700	133	134
46	11.250	132	133
47	11.800	131	132
48	12.350	130	132
49	12.900	129	131
50	13.450	128	131
51	14.000	127	130

CICLO TERMICO. SAW - AUMRU- 450EMZ

CICLO TERMICO CONSIDERANDO :

- Placa gruesa
- Aplicacion del calor de forma puntual
- Placa de ancho y logitud infinita

DATOS DEL PROBLEMA A RESOLVER :

Numero de Barras ..... 50  
 1/2 Ancho de la Chapa..... 14.00 cm.  
 Espesor de la Chapa..... 7.500 cm.  
 Material..... A450EMZ

DATOS DEL MATERIAL A To:

DIFUSIVIDAD 0.91151E-01 cm<sup>2</sup>/sg  
 CALOR ESPECIFICO 0.57300E+00 J/GR/C  
 CONDUCTI 0.41000E+00 J/Cm/sg/C  
 DENSIDAD 0.78500E+01 Gr/cm<sup>3</sup>

DATOS DEL PROCEDIMIENTO DE SOLDEO :

PROCED. AS  
 INTENS.(A) 713.0  
 VOLTAGE (V) 30.0  
 VELOCIDAD (cm/sg) 0.92  
 RENDIMIENTO 0.90  
 HEAT INPUT (KJ/m) 2092.5  
 TEMPERATURA AMBIENTE 125.

C I C L O T E R M I C O AAAAAAA  
 TIEMPO DISTANCIA (cm.)

	0.00	0.10	0.20	0.30	0.40	0.50	0.60	0.70	0.80	0.90
0.00	1527	1527	1527	1527	1527	1323	728	437	289	212
0.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1451	908	583
1.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1479	1036
1.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1300
2.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1400
2.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1409
3.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1375
3.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1499	1324
4.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1410	1266
4.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1448	1329	1207
5.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1448	1354	1254	1151
5.50	1527	1527	1527	1527	1484	1422	1351	1272	1187	1098
6.00	1478	1472	1453	1422	1380	1327	1267	1199	1126	1049
6.50	1374	1369	1353	1326	1290	1245	1193	1135	1071	1004
7.00	1285	1280	1266	1244	1212	1174	1128	1077	1022	962
7.50	1208	1203	1191	1172	1144	1110	1071	1026	977	924
8.00	1140	1136	1126	1108	1084	1054	1019	979	936	889
8.50	1080	1077	1068	1052	1031	1004	973	937	899	856
9.00	1027	1024	1016	1002	983	959	931	899	864	826
9.50	980	977	969	957	940	919	893	865	833	798
10.00	937	935	928	917	901	882	859	833	804	772

10.50	898	896	890	880	866	848	827	803	777	748
11.00	863	861	855	846	834	817	798	777	752	726
11.50	831	829	824	816	804	789	772	752	729	705
12.00	801	800	795	787	777	763	747	729	708	685
12.50	774	773	769	761	752	739	724	707	688	667
13.00	749	748	744	737	728	717	703	687	669	650
13.50	726	725	721	715	707	696	683	668	652	634
14.00	705	704	700	694	687	677	665	651	635	618
14.50	685	684	680	675	668	658	647	634	620	604
15.00	666	665	662	657	650	641	631	619	605	591
15.50	649	648	645	640	634	626	616	604	592	578
16.00	632	631	629	624	618	611	601	591	579	566
16.50	617	616	613	609	604	597	588	578	567	554
17.00	602	602	599	595	590	583	575	566	555	543
17.50	589	588	586	582	577	571	563	554	544	533
18.00	576	575	573	570	565	559	551	543	533	523
18.50	564	563	561	558	553	547	541	532	523	513
19.00	552	551	550	546	542	537	530	523	514	504
19.50	541	540	539	536	532	527	520	513	505	496
20.00	531	530	528	526	522	517	511	504	496	489
20.50	521	520	519	516	512	508	502	495	488	480
21.00	511	511	509	507	503	499	493	487	480	472
21.50	502	502	500	498	495	490	485	479	472	465
22.00	494	493	492	490	486	482	477	472	465	458
22.50	486	485	484	482	478	475	470	464	458	451
23.00	478	477	476	474	471	467	463	457	451	445
23.50	470	470	469	467	464	460	456	451	445	439
24.00	463	463	461	459	457	453	449	444	439	433
24.50	456	456	455	453	450	447	443	438	433	427
25.00	449	449	448	446	444	441	437	432	427	422
25.50	443	443	442	440	438	435	431	427	422	416
26.00	437	437	436	434	432	429	425	421	416	411
26.50	431	431	430	428	426	423	420	416	411	406
27.00	425	425	424	423	420	418	414	411	406	401
27.50	420	420	419	417	415	413	409	406	401	397
28.00	415	414	413	412	410	408	404	401	397	392
28.50	410	409	408	407	405	403	400	396	392	388
29.00	405	404	404	402	400	398	395	392	388	384
29.50	400	400	399	398	396	393	391	388	384	380
30.00	395	395	394	393	391	389	386	383	380	376
30.50	391	391	390	389	387	385	382	379	376	372
31.00	387	386	386	384	383	381	378	375	372	368
31.50	382	382	381	380	379	377	374	372	368	365
32.00	378	378	377	376	375	373	371	368	365	361
32.50	374	374	374	373	371	369	367	364	361	358
33.00	371	370	370	369	367	366	363	361	358	355
33.50	367	367	366	365	364	362	360	357	355	351
34.00	363	363	363	362	360	359	357	354	351	348
34.50	360	360	359	358	357	355	353	351	348	345
35.00	357	356	356	355	354	352	350	348	345	342
35.50	353	353	353	352	350	349	347	345	342	339
36.00	350	350	349	349	347	346	344	342	339	337
36.50	347	347	346	346	344	343	341	339	337	334
37.00	344	344	343	343	341	340	338	336	334	331
37.50	341	341	340	340	339	337	335	333	331	329
38.00	338	338	338	337	336	334	333	331	329	326
38.50	335	335	335	334	333	332	330	329	326	324
39.00	333	333	332	331	330	329	328	326	324	321

39.50	330	330	330	329	328	327	325	323	321	319
40.00	328	327	327	326	325	324	323	321	319	317
40.50	325	325	325	324	323	322	320	318	317	314
41.00	323	322	322	321	320	319	318	316	314	312
41.50	320	320	320	319	318	317	316	314	312	310
42.00	318	318	317	317	316	315	313	312	310	308
42.50	316	316	315	315	314	313	311	310	308	306
43.00	313	313	313	312	311	310	309	308	306	304
43.50	311	311	311	310	309	308	307	306	304	302
44.00	309	309	309	308	307	306	305	304	302	300
44.50	307	307	307	306	305	304	303	302	300	298
45.00	305	305	305	304	303	302	301	300	298	296
45.50	303	303	303	302	301	300	299	298	296	294
46.00	301	301	301	300	299	298	297	296	294	293
46.50	299	299	299	298	298	297	295	294	293	291
47.00	297	297	297	296	296	295	294	292	291	289
47.50	296	295	295	295	294	293	292	291	289	288
48.00	294	294	293	293	292	291	290	289	288	286
48.50	292	292	292	291	290	290	289	287	286	284
49.00	290	290	290	289	289	288	287	286	284	283
49.50	289	289	288	288	287	286	285	284	283	281
ENVOLVENTE	TERMICA			ID						
BARRA	DIST			ROSENTHAL	PLACA-GRUESA					
1	0.000			1527			1527			
2	0.100			1527			1527			
3	0.200			1527			1527			
4	0.300			1527			1527			
5	0.400			1527			1527			
6	0.500			1527			1527			
7	0.600			1527			1527			
8	0.700			1527			1527			
9	0.800			1527			1527			
10	0.900			1409			1470			
11	1.000			1174			1214			
12	1.100			998			1025			
13	1.200			862			881			
14	1.300			754			769			
15	1.400			670			680			
16	1.500			600			609			
17	1.600			544			550			
18	1.700			497			501			
19	1.800			457			461			
20	1.900			423			426			
21	2.000			394			397			
22	2.100			369			372			
23	2.200			348			350			
24	2.300			329			330			
25	2.400			312			314			
26	2.500			298			299			
27	2.600			285			286			
28	2.700			273			274			
29	2.800			263			263			
30	2.900			253			254			
31	3.000			245			246			
32	3.550			211			211			
33	4.100			189			189			
34	4.650			175			175			

35	5.200	165	165
36	5.750	157	157
37	6.300	152	152
38	6.850	148	148
39	7.400	144	144
40	7.950	142	142
41	8.500	140	140
42	9.050	138	138
43	9.600	136	136
44	10.150	134	135
45	10.700	133	134
46	11.250	132	133
47	11.800	131	132
48	12.350	130	132
49	12.900	129	131
50	13.450	128	131
51	14.000	127	130

CICLO TERMICO. SAW - ACHNO- 450EMZ

CICLO TERMICO CONSIDERANDO :

- Espesor finito
- Aplicacion del calor de forma puntual
- Placa de ancho y logitud infinita

DATOS DEL PROBLEMA A RESOLVER :

Numero de Barras ..... 50  
 1/2 Ancho de la Chapa..... 14.00 cm.  
 Espesor de la Chapa..... 6.500 cm.  
 Material..... A450EMZ

DATOS DEL MATERIAL A To:

MEFUSIVIDAD 0.91151E-01 cm2/sg  
 CALOR ESPECIFICO 0.57300E+00 J/GR/C  
 CONDUCTI 0.41000E+00 J/Cm/sg/C  
 DENSIDAD 0.78500E+01 Gr/cm3

DATOS DEL PROCEDIMIENTO DE SOLDADO :

PROCED. AS  
 INTENS.(A) 713.0  
 VOLTAGE (V) 30.0  
 VELOCIDAD (cm/sg) 0.93  
 RENDIMIENTO 0.90  
 HEAT INPUT (KJ/m) 2092.5  
 TEMPERATURA AMBIENTE 125.

C I C L O T E R M I C O AAAAAAA

TIEMPO DISTANCIA (cm.)

	0.00	0.10	0.20	0.30	0.40	0.50	0.60	0.70	0.80	0.90
0.00	1527	1527	1527	1527	1527	1323	728	437	289	213
0.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1451	908	583
1.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1479	1036
1.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1300
2.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1400
2.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1409
3.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1375
3.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1499	1324
4.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1410	1266
4.50	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1448	1329	1207
5.00	1527	1527	1527	1527	1527	1527	1448	1354	1254	1151
5.50	1527	1527	1527	1527	1484	1422	1351	1272	1187	1098
6.00	1478	1472	1453	1422	1380	1327	1267	1199	1126	1049
6.50	1374	1369	1353	1326	1290	1245	1193	1135	1071	1004
7.00	1285	1280	1266	1244	1212	1174	1128	1077	1022	962
7.50	1208	1203	1191	1172	1144	1110	1071	1026	977	924
8.00	1140	1136	1126	1108	1084	1054	1019	979	936	889
8.50	1080	1077	1068	1052	1031	1004	973	937	898	856
9.00	1027	1024	1016	1002	983	959	931	899	864	826
9.50	980	977	969	957	940	919	893	865	833	798
10.00	937	935	928	917	901	882	859	833	804	772

10.50	898	896	890	880	866	848	827	803	777	748
11.00	863	861	855	846	834	817	798	777	752	726
11.50	831	829	824	816	804	789	772	752	729	705
12.00	801	800	795	787	777	763	747	729	708	685
12.50	774	773	769	761	752	739	724	707	688	667
13.00	749	748	744	737	728	717	703	687	669	650
13.50	726	725	721	715	707	696	683	668	652	634
14.00	705	704	700	694	687	677	665	651	635	618
14.50	685	684	680	675	668	658	647	634	620	604
15.00	666	665	662	657	650	641	631	619	605	591
15.50	649	648	645	640	634	626	616	604	592	578
16.00	632	631	629	624	618	611	601	591	579	566
16.50	617	616	613	609	604	597	588	578	567	554
17.00	602	602	599	595	590	583	575	566	555	543
17.50	589	588	586	582	577	571	563	554	544	533
18.00	576	575	573	570	565	559	551	543	533	523
18.50	564	563	561	558	553	547	541	532	523	513
19.00	552	551	550	546	542	537	530	523	514	504
19.50	541	540	539	536	532	527	520	513	505	496
20.00	531	530	528	526	522	517	511	504	496	488
20.50	521	520	519	516	512	508	502	495	488	480
21.00	511	511	509	507	503	499	493	487	480	472
21.50	502	502	500	498	495	490	485	479	472	465
22.00	494	493	492	490	486	482	477	472	465	458
22.50	486	485	484	482	478	475	470	464	458	451
23.00	478	477	476	474	471	467	463	457	451	445
23.50	470	470	469	467	464	460	456	451	445	439
24.00	463	463	461	459	457	453	449	444	439	433
24.50	456	456	455	453	450	447	443	438	433	427
25.00	449	449	448	446	444	441	437	432	427	422
25.50	443	443	442	440	438	435	431	427	422	416
26.00	437	437	436	434	432	429	425	421	416	411
26.50	431	431	430	428	426	423	420	416	411	406
27.00	425	425	424	423	420	418	414	411	406	401
27.50	420	420	419	417	415	413	409	406	401	397
28.00	415	414	413	412	410	408	404	401	397	392
28.50	410	409	408	407	405	403	400	396	392	388
29.00	405	404	404	402	400	398	395	392	388	384
29.50	400	400	399	398	396	393	391	388	384	380
30.00	395	395	394	393	391	389	386	383	380	376
30.50	391	391	390	389	387	385	382	379	376	372
31.00	387	386	386	384	383	381	378	375	372	368
31.50	382	382	381	380	379	377	374	372	368	365
32.00	378	378	377	376	375	373	371	368	365	361
32.50	374	374	374	373	371	369	367	364	361	358
33.00	371	370	370	369	367	366	363	361	358	355
33.50	367	367	366	365	364	362	360	357	355	351
34.00	363	363	363	362	360	359	357	354	351	348
34.50	360	360	359	358	357	355	353	351	348	345
35.00	357	356	356	355	354	352	350	348	345	342
35.50	353	353	353	352	350	349	347	345	342	339
36.00	350	350	349	349	347	346	344	342	339	337
36.50	347	347	346	346	344	343	341	339	337	334
37.00	344	344	343	343	341	340	338	336	334	331
37.50	341	341	340	340	339	337	335	333	331	329
38.00	338	338	338	337	336	334	333	331	329	326
38.50	335	335	335	334	333	332	330	328	326	324
39.00	333	333	332	331	330	329	328	326	324	321



39.50	330	330	330	329	329	327	325	323	321	319
40.00	328	327	327	326	325	324	323	321	319	317
40.50	325	325	325	324	323	322	320	318	317	314
41.00	323	322	322	321	320	319	318	316	314	312
41.50	320	320	320	319	318	317	316	314	312	310
42.00	318	318	317	317	316	315	313	312	310	308
42.50	316	316	315	315	314	313	311	310	308	306
43.00	313	313	313	312	311	310	309	308	306	304
43.50	311	311	311	310	309	308	307	306	304	302
44.00	309	309	309	308	307	306	305	304	302	300
44.50	307	307	307	306	305	304	303	302	300	298
45.00	305	305	305	304	303	302	301	300	298	296
45.50	303	303	303	302	301	300	299	298	296	294
46.00	301	301	301	300	299	298	297	296	294	293
46.50	299	299	299	298	298	297	295	294	293	291
47.00	297	297	297	296	296	295	294	292	291	289
47.50	296	295	295	295	294	293	292	291	289	288
48.00	294	294	293	293	292	291	290	289	288	286
48.50	292	292	292	291	290	290	289	287	286	284
49.00	290	290	290	289	289	288	287	286	284	283
49.50	289	289	288	288	287	286	285	284	283	281
ENVOLVENTE	TERMICA	ID								
BARRA	DIST	ROSENTHAL	PLACA-DELGADA	PLACA-GRUESA						
1	0.000	1527	1527	1527						
2	0.100	1527	1527	1527						
3	0.200	1527	990	1527						
4	0.300	1527	702	1527						
5	0.400	1527	537	1527						
6	0.500	1527	471	1527						
7	0.600	1527	413	1527						
8	0.700	1527	372	1527						
9	0.800	1527	341	1527						
10	0.900	1409	317	1470						
11	1.000	1174	298	1214						
12	1.100	998	282	1025						
13	1.200	862	269	881						
14	1.300	754	258	769						
15	1.400	670	248	680						
16	1.500	600	240	609						
17	1.600	544	233	550						
18	1.700	497	226	501						
19	1.800	457	221	461						
20	1.900	423	216	426						
21	2.000	394	211	397						
22	2.100	369	207	372						
23	2.200	348	203	350						
24	2.300	329	200	330						
25	2.400	312	197	314						
26	2.500	298	194	299						
27	2.600	285	191	286						
28	2.700	273	189	274						
29	2.800	263	186	262						
30	2.900	253	184	254						
31	3.000	245	182	246						
32	3.550	211	173	211						
33	4.100	189	167	189						
34	4.650	175	162	175						

35	5.200	165	158	165
36	5.750	157	155	157
37	6.300	152	152	152
38	6.850	148	150	148
39	7.400	144	148	144
40	7.950	142	146	142
41	8.500	140	145	140
42	9.050	138	144	138
43	9.600	136	143	136
44	10.150	134	142	135
45	10.700	133	141	134
46	11.250	132	140	133
47	11.800	131	139	132
48	12.350	130	139	132
49	12.900	129	138	131
50	13.450	128	137	131
51	14.000	127	137	130

\* Anexo capítulo 3.3:

1. Ciclo térmico en proceso de soldadura S.A.W. Acero 450 EMZ.



## **CICLO TÉRMICO. SAW - ACERO- 450EMZ**

CICLO TERMICO PARA PLACA DELGADA

ECUACION DE ROSENTHAL

DISTRIBUCION DE TEMPERATURA A LO LARGO DE LA SECCION PERPENDICULAR AL CORDON  
EN FUNCION DE t

### **DATOS DEL PROBLEMA A RESOLVER :**

Numero de Barras ..... 50  
1/2 Ancho de la Chapa.... 14.00 cm.  
Espesor de la Chapa..... 1.000 cm.  
Material..... A450EMZ

### **DATOS DEL MATERIAL A To:**

DIFUSIVIDAD 0.91151E-01 cm<sup>2</sup>/sg  
CALOR ESPECIFICO 0.57300E+00 J/gr/C  
CONDUCTI 0.98400E-01 Cal/Cm/sg/C  
DENSIDAD 0.78500E-02 Gr/mm<sup>3</sup>

### **DATOS DEL PROCEDIMIENTO DE SOLDEO :**

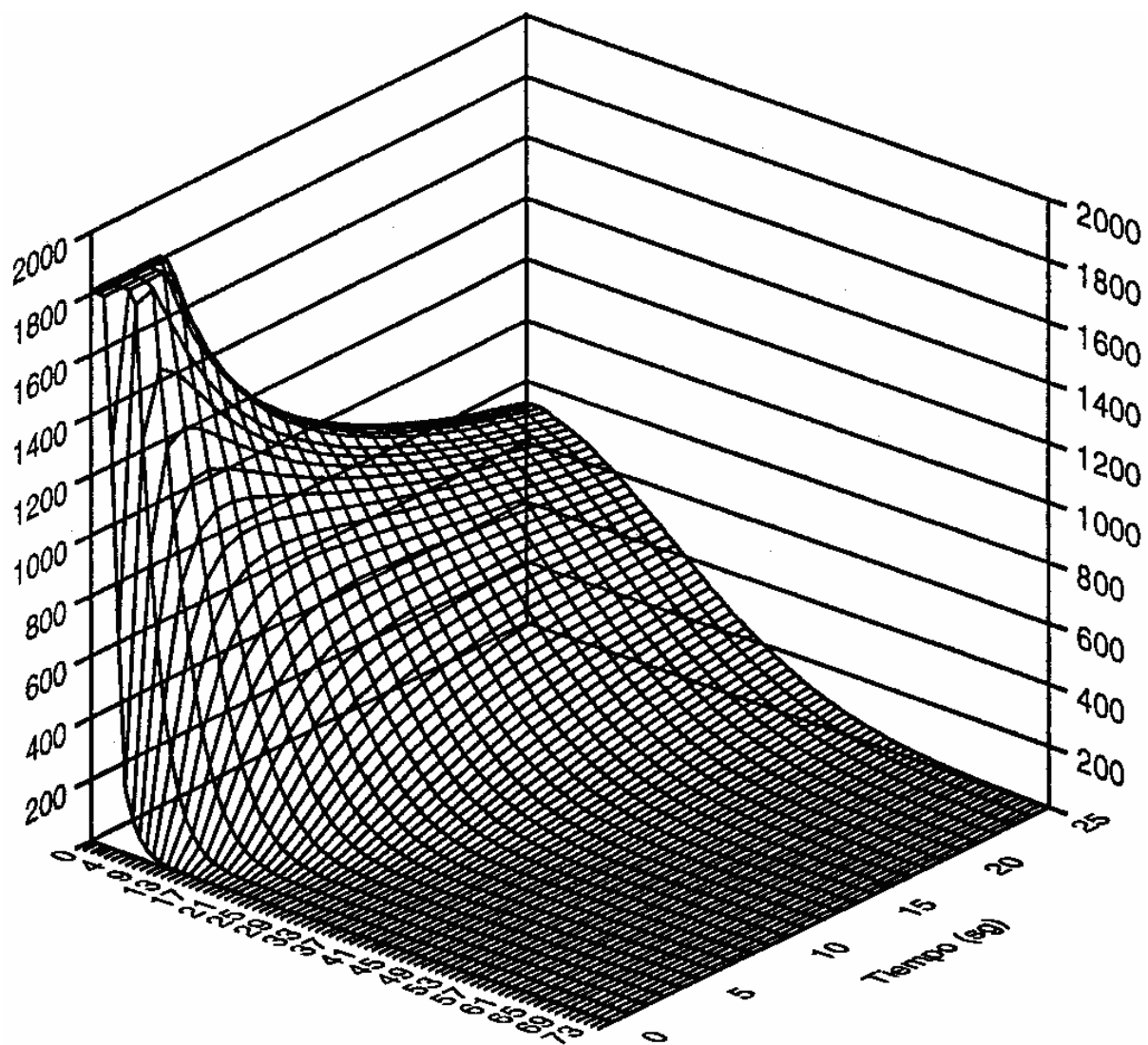
PROCED. SAW  
INTENS.(A) 600.0  
VOLTAJE (V) 30.0  
VELOCIDAD (cm/sg) 0.92  
RENDIMIENTO 0.9

# CICLO TERMICO \*\*\*\*\*

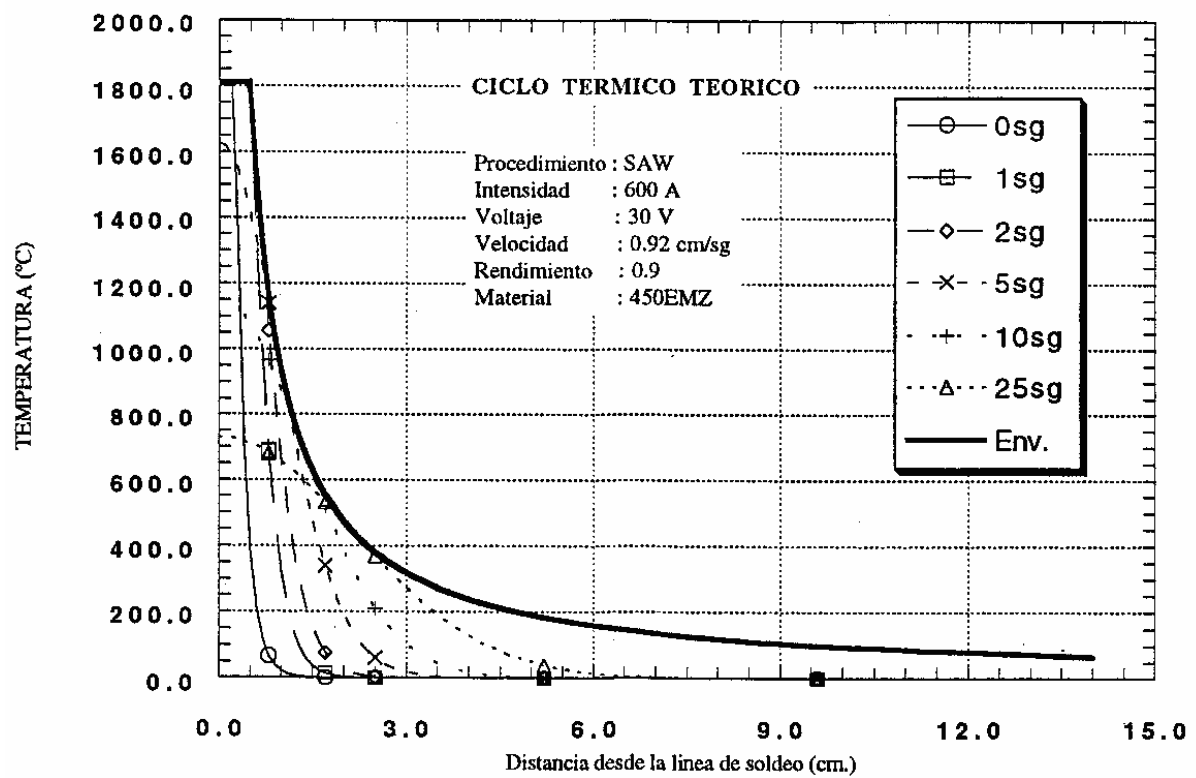
TIEMPO	DISTANCIA (cm.)									
	0.00	0.10	0.20	0.30	0.40	0.50	0.60	0.70	0.80	0.90
0.00	1810	1810	1810	1320	700	381	211	118	67	38
0.50	1810	1810	1810	1810	1810	1361	879	555	344	211
1.00	1810	1810	1810	1810	1810	1766	1332	972	688	476
1.50	1810	1810	1810	1810	1810	1810	1500	1193	924	698
2.00	1810	1810	1810	1810	1810	1792	1539	1290	1057	846
2.50	1810	1810	1810	1810	1810	1726	1527	1324	1125	938
3.00	1810	1810	1810	1810	1800	1655	1495	1326	1156	992
3.50	1810	1810	1810	1804	1706	1587	1454	1312	1166	1021
4.00	1810	1804	1766	1705	1623	1525	1412	1290	1164	1036
4.50	1714	1703	1672	1620	1551	1467	1371	1265	1154	1040
5.00	1627	1618	1591	1547	1487	1415	1331	1238	1140	1038
5.50	1552	1544	1520	1482	1431	1367	1293	1211	1123	1031
6.00	1486	1479	1459	1425	1380	1323	1258	1184	1105	1022
6.50	1428	1422	1404	1374	1334	1283	1224	1158	1087	1011
7.00	1377	1371	1355	1328	1292	1247	1193	1134	1068	999
7.50	1330	1325	1311	1287	1254	1213	1164	1110	1050	986
8.00	1288	1284	1271	1249	1219	1181	1137	1087	1032	973
8.50	1250	1246	1234	1214	1187	1152	1112	1066	1015	960
9.00	1215	1211	1200	1182	1157	1125	1088	1045	998	947
9.50	1183	1179	1169	1152	1129	1100	1065	1025	982	934
10.00	1153	1150	1140	1125	1103	1076	1044	1007	966	922
10.50	1125	1122	1114	1099	1079	1054	1024	989	951	909
11.00	1100	1097	1089	1075	1056	1033	1004	972	936	897
11.50	1076	1073	1065	1053	1035	1013	986	956	922	885
12.00	1053	1051	1043	1031	1015	994	969	941	909	874
12.50	1032	1030	1023	1012	996	976	953	926	896	863
13.00	1012	1010	1003	993	978	959	937	912	883	852
13.50	993	991	985	975	961	943	922	898	871	841
14.00	975	973	968	958	945	928	908	885	860	831
14.50	958	956	951	942	930	914	895	873	848	821
15.00	942	941	935	927	915	900	882	861	838	812
15.50	927	925	920	912	901	887	869	849	827	802
16.00	912	911	906	898	888	874	857	838	817	793
16.50	899	897	893	885	875	862	846	828	807	785
17.00	885	884	880	872	863	850	835	818	798	776
17.50	874	873	868	862	852	840	826	809	790	769
18.00	862	860	856	850	841	829	815	799	781	761
18.50	850	849	845	839	830	819	805	790	773	753
19.00	839	837	834	828	819	809	796	781	764	746
19.50	828	827	823	817	809	799	787	772	756	738
20.00	817	816	813	807	800	790	778	764	748	731
20.50	807	806	803	798	790	781	769	756	741	724
21.00	798	797	794	788	781	772	761	748	733	717
21.50	788	787	784	779	772	763	753	740	726	711
22.00	779	778	775	771	764	755	745	733	719	704
22.50	771	770	767	762	756	747	737	726	713	698
23.00	762	761	759	754	748	740	730	719	706	692
23.50	754	753	751	746	740	732	723	712	700	686
24.00	746	745	743	738	733	725	716	705	693	680
24.50	738	738	735	731	725	718	709	699	687	674
25.00	731	730	728	724	718	711	703	693	681	669
25.50	724	723	721	717	711	705	696	687	675	663

ENVOLVENTE TERMICA \*\*\*\*\*

BARRA	DIST	ROSENTHAL	GRAY-SPENCE
1	0.000	1810	1810
2	0.100	1810	1810
3	0.200	1810	1810
4	0.300	1810	1810
5	0.400	1810	1810
6	0.500	1810	1810
7	0.600	1539	1530
8	0.700	1326	1323
9	0.800	1166	1165
10	0.900	1040	1041
11	1.000	938	941
12	1.100	854	858
13	1.200	784	789
14	1.300	724	730
15	1.400	673	679
16	1.500	628	635
17	1.600	589	596
18	1.700	555	562
19	1.800	525	532
20	1.900	497	504
21	2.000	473	479
22	2.100	450	457
23	2.200	430	436
24	2.300	411	418
25	2.400	394	401
26	2.500	378	385
27	2.600	364	370
28	2.700	350	357
29	2.800	338	344
30	2.900	326	332
31	3.000	315	321
32	3.550	266	272
33	4.100	230	236
34	4.650	203	208
35	5.200	182	186
36	5.750	164	169
37	6.300	150	154
38	6.850	138	142
39	7.400	127	131
40	7.950	119	122
41	8.500	111	114
42	9.050	104	107
43	9.600	98	101
44	10.150	93	96
45	10.700	88	91
46	11.250	84	86
47	11.800	80	82
48	12.350	76	78
49	12.900	72	75
50	13.450	68	72
51	14.000	65	69









\* Anexo tablas:

1. Composición química.
2. Propiedades mecánicas
3. Certificado de colada (CTOD HAZ).
4. Procedimiento de soldadura (CTOD HAZ).
5. Ensayo Charpy CTOD HAZ.
6. Resultados CTOD HAZ.

<b>TABLA N°</b>	<b>DESCRIPCIÓN</b>
1	COMPOSICIÓN QUÍMICA
2	PROPIEDADES MECÁNICAS
3	CERTIFICADO DE COLADA (CTOD HAZ)
4	PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA (CTOD HAZ)
5	ENSAYO CHARPY CTOD HAZ
6	RESULTADOS CTOD HAZ



<b>TABLA 1</b>
----------------

## COMPOSICIÓN QUÍMICA (ANÁLISIS DE COLADA Y PRODUCTO) DE CHAPAS

Elemento	Grado								
	275 D %	275 E %	275 EZ %	355 D %	355 E %	355 EM %	355 EMZ %	450 EM %	450 EMZ %
C max.	0,16	0,16	0,18	0,18	0,18	0,15	0,15	0,16	0,16
Si	0,50 max.	0,10/0,50	0,10/0,50	0,10/0,50	0,10/0,50	0,25/0,55	0,25*0,55	0,25/0,60	0,25/0,60
Mn	1,50 max.	1,50 max.	1,50 max.	1,50 max.	1,50 max.	1/1,65	1/1,65	1/1,65	1/1,65
S max.	0,04	0,03	0,008	0,04	0,03	0,015	0,008	0,015	0,008
P max.	0,04	0,04	0,025	0,04	0,04	0,025	0,025	0,025	0,025
Cr max.	-	-	-	-	-	0,25	0,25	0,30	0,30
Mo max.	-	-	-	-	-	0,08	0,08	0,25	0,25
Nb max.	0,04	0,04	0,04	0,04	0,04	0,04	0,04	0,03	0,03
V max.	0,015	0,015	0,015	0,015	0,015	0,015	0,015	0,08	0,08
Ti max.	-	-	-	-	-	0,01	0,01	0,04	0,04
Ni max.	-	-	-	-	-	0,45	0,45	0,65	0,65
Cu max.	-	-	-	-	-	0,30	0,30	0,30	0,30
Al <sub>total</sub> max.	-	-	-	-	-	0,055	0,055	0,055	0,055
N max.	-	-	-	-	-	0,01	0,01	0,01	0,01
Cr + Mo + Ni +Cu max	-	-	-	-	-	0,80	0,80	0,80	0,80
Nb + V max.	-	-	-	-	-	-	-	0,10	0,10
Nb + V + Ti max.	-	-	-	-	-	-	-	0,12	0,12
Condiciones normales de suministro	Normalizado	Normalizado	Normalizado	Normalizado	Normalizado	Normalizado	Normalizado	Revenido y templado	Revenido y templado

\* Para las condiciones alternativas de suministro ver cláusula 6.

\* Es permisible que los aceros sean suministrados sin Niobio o Vanadio. Si en el refinado de grano se usan elementos como: Aluminio, Niobio o Vanadio, el fabricante informará al comprador del tiempo de enquiry y grado.

\* Los niveles supuestos de elementos residuales: Arsénico, Antimonio, Boro, Estaño, Plomo, Bismuto y Calcio serán presentados por el fabricante al comprador para que este los revise y acepte. No podrán exceder normalmente del 0,005% de Ca, 0,010% de Sb, Bi, Pb, 0,015% de Sn, y 0,02% de As. El Boro no excederá de 0,0005%. Estos elementos serán presentados mediante un análisis de colada solamente y será comprobado cada inicio, punto medio y fin del producto fabricado. Si algunos de estos elementos excedieren los niveles estipulados, entonces el fabricante deberá ceder lo necesario al comprador para una prueba adicional.

\* En cuanto a los elementos no especificados, no serán añadidos deliberadamente sin el consentimiento del comprador.

**TABLA 2**

**PROPIEDADES MECÁNICAS DE LOS TIPOS DE ACEROS**

Grado	Resistencia a la tracción R (1) N/mm <sup>2</sup> (4)	Mínima tensión de elasticidad R para espesores (mm), N/mm <sup>2</sup>							Alargamiento mínimo A sobre un tramo graduado (1) %			Media mínima de la energía de impacto en el ensayo Charpy con entalla en V (5)		
		≥16	> 16 ≤ 20	> 20 ≤ 40	> 40 ≤ 63	> 63 ≤ 100	> 100 ≤ 120	> 120 ≤ 190	80 mm (2)	200 mm (3)	5,65 √S <sub>0</sub>	Temp. °C	Mínimo valor de energía J	Espesor mm
275 D	430/580	275	265	-	-	-	-	-	23	20	22	-20	40	20
275 E	430/580	275	265	265	-	-	-	-	23	20	22	-40	40	40
275 EZ	430/580	275	265	265	-	-	-	-	23	20	22	-40	40	40
355 D	490/640	355	345	-	-	-	-	-	20	18	20	-20	50	20
355 E	490/640	355	345	345	-	-	-	-	20	18	20	-40	50	40
355 EM	490/620	355	345	345	340	325	315	305	20	18	20	-40	50	150
355 EMZ	490/620	355	345	345	340	325	315	305	20	18	20	-40	50	150
		≥16	> 16 ≤ 25	> 25 ≤ 75										
450 EM	550/700	450	430	415	-	-	-	-	19	17	19	-40	60	75
<b>450 EMZ</b>	<b>550/700</b>	<b>450</b>	<b>430</b>	<b>415</b>	<b>-</b>	<b>-</b>	<b>-</b>	<b>-</b>	<b>19</b>	<b>17</b>	<b>19</b>	<b>-40</b>	<b>60</b>	<b>75</b>

(1) Los valores de resistencia a tracción y alargamiento se aplican sobre el espesor máximo para especificar los valores de coeficiente elástico.

(2) Espesor ≥ 9; 17% para los grados 275 y 275 E, y 18% para el resto.

(3) Espesor ≥ 9; 10% para los grados 275 y 275 E, y 18% para el resto.

(4) 1N/mm<sup>2</sup> = 1MPa.

(5) El ensayo Charpy con entalla en V.

TABLA 3				
CERTIFICADO DE COLADA (CTOD HAZ)				
CALIDAD: 450EMZ-Tipo 2				
NORMA: BS 7191 - 1.989				
CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS				
COLDAD N°	LÍMITE ELÁSTICO	CARGA DE ROTURA	CNV TRANSVERSAL	
49963	434 N/mm2	545 N/mm2	INDIVID. ≥ 42 J	MEDIA ≥ 60 J
ANÁLISIS (PRODUCTO N° 32440.41)				
	%		%	
C	0,097	Ti	0,003	
Mn	1,362	As	0,016	
P	0,01	B	0,0001	
S	0,002	Ca	0,0004	
Si	0,413	Sb	0,002	
Cu	0,164	Pb	0,000	
Ni	0,523	Al sol	0,0318	
Cr	0,131	N	0,0064	
Sn	0,011	Bi	0,0004	
Mo	0,009	Ceq	0,394	
Al	0,038	Cu + Ni + Cr + Mo	0,797	
Nb	0,017	Nb + V + Ti	0,02	
V	0,001	Al m/N	5,00	
FABRICACIÓN DE ACERO: arco eléctrico, calmado, tratamiento de grano fino. TRATAMIENTO DE COLADA: Templado y revenido. COLOR DE CÓDIGO: verde/verde. INSPECCIÓN NDT: de acuerdo con BS 5996 LC 4, sin observaciones. TOLERANCIAS DIMENSIONALES: sin observaciones.				

**TABLA 4**

**PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA (CTOD HAZ)**

CARA Nº	PASADA Nº	ELECTRODO O HILO	Ø	FLUX O GAS	AMPERIOS		VOLTIOS		VELOCIDAD DE PASADA	TEMPERATURA DE PRECALENTAMIENTO Y ENTREPASADA (°C)	PROCESO DE SOLDADURA	HEAT INPUT (KJ/mm)	OBSERVACIONES
					AC	VC	AC	VC					
1	1	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	480	N/A	25	450	100	SAW	1,24	1ª PASADA POLO (-)
1	2	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	500	N/A	27	450	100	SAW	1,60	EL RESTO POLO (+)
1	3	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	550	N/A	29	450	110	SAW	1,80	
1	4	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	110	SAW	2,13	
1	5	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	100	SAW	2,40	
1	6	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	110	SAW	2,40	
1	7	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	115	SAW	2,40	
1	8	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	120	SAW	2,40	
1	9	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	100	SAW	2,40	
1	10	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	115	SAW	2,40	
1	11	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	126	SAW	2,40	
1	12	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	126	SAW	2,40	



**TABLA 4**

**PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA (CTOD HAZ)**

CARA Nº	PASADA Nº	ELECTRODO O HILO	Ø	FLUX O GAS	AMPERIOS		VOLTIOS		VELOCIDAD DE PASADA	TEMPERATURA DE PRECALENTAMIENTO Y ENTREPASADA (°C)	PROCESO DE SOLDADURA	HEAT INPUT (KJ/mm)	OBSERVACIONES
					AC	VC	AC	VC					
1	13	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	120	SAW	2,40	
1	14	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	110	SAW	2,40	
1	15	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	110	SAW	2,40	
1	16	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	100	SAW	2,40	
1	17	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	110	SAW	2,40	
1	18	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	115	SAW	2,40	
1	19	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	120	SAW	2,40	
1	20	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	100	SAW	2,40	
1	21	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	115	SAW	2,40	
1	22	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	120	SAW	2,40	
1	23	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	480	N/A	25	450	125	SAW	1,60	
1	24	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	500	N/A	27	450	126	SAW	1,80	

**TABLA 4**

**PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA (CTOD HAZ)**

CARA Nº	PASADA Nº	ELECTRODO O HILO	Ø	FLUX O GAS	AMPERIOS		VOLTIOS		VELOCIDAD DE PASADA	TEMPERATURA DE PRECALENTAMIENTO Y ENTREPASADA (°C)	PROCESO DE SOLDADURA	HEAT INPUT (KJ/mm)	OBSERVACIONES
					AC	VC	AC	VC					
2	25	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	550	N/A	29	450	110	SAW	2,13	
2	26	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	110	SAW	2,40	
2	27	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	115	SAW	2,40	
2	28	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	100	SAW	2,40	
2	29	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	115	SAW	2,40	
2	30	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	115	SAW	2,40	
2	31	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	105	SAW	2,40	
2	32	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	125	SAW	2,40	
2	33	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	125	SAW	2,40	
2	34	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	135	SAW	2,40	
2	35	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	100	SAW	2,40	
2	36	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	105	SAW	2,40	

**TABLA 4**

**PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA (CTOD HAZ)**

CARA Nº	PASADA Nº	ELECTRODO O HILO	Ø	FLUX O GAS	AMPERIOS		VOLTIOS		VELOCIDAD DE PASADA	TEMPERATURA DE PRECALENTAMIENTO Y ENTREPASADA (°C)	PROCESO DE SOLDADURA	HEAT INPUT (KJ/mm)	OBSERVACIONES
					AC	VC	AC	VC					
2	37	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	125	SAW	2,40	
2	38	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	130	SAW	2,40	
2	39	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	135	SAW	2,40	
2	40	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	140	SAW	2,40	
2	41	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	155	SAW	2,40	
2	42	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	160	SAW	2,40	
2	43	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	170	SAW	2,40	
2	44	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	175	SAW	2,40	
2	45	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	120	SAW	2,40	
2	46	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	125	SAW	2,40	
2	47	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	125	SAW	2,40	
2	48	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	125	SAW	2,40	

**TABLA 4**

**PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA (CTOD HAZ)**

CARA Nº	PASADA Nº	ELECTRODO O HILO	Ø	FLUX O GAS	AMPERIOS		VOLTIOS		VELOCIDAD DE PASADA	TEMPERATURA DE PRECALENTAMIENTO Y ENTREPASADA (°C)	PROCESO DE SOLDADURA	HEAT INPUT (KJ/mm)	OBSERVACIONES
					AC	VC	AC	VC					
2	49	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	135	SAW	2,40	
2	50	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	135	SAW	2,40	
2	51	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	135	SAW	2,40	
2	52	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	130	SAW	2,40	
2	53	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	130	SAW	2,40	
2	54	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	135	SAW	2,40	
2	55	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	145	SAW	2,40	
2	56	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	145	SAW	2,40	
2	57	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	100	SAW	2,40	
2	58	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	108	SAW	2,40	
2	59	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	120	SAW	2,40	
2	60	AUTROD OK 13.24	4	OK 10,62	N/A	600	N/A	30	450	145	SAW	2,40	

TABLA 5							
ENSAYO CHARPY CTOD HAZ							
ESPECIFICACIÓN: BS-131							
FACTORES / DATOS						RESULTADOS	
SITUACIÓN DE LA ENTALLA	DIMENSIONES (mm)				TEMEPERATURA (°C)	ENERGÍA ABSORBIDA	
	LONGITUD	PESO	ESPESOR	H. DESPUÉS DE LA ENTALLA		J	kgm
(WM - T)/1A	55	10	10	8	-40	123,61	12,60
(WM - T)/1B	55	10	9,99	8		137,34	14,00
(WM - T)/1C	55	10	10	8		110,85	11,30
MEDIA						123,93	12,63
(FL - T)/2A	55	10,01	10	8	-40	72,59	7,40
(FL - T)/2B	55	10	9,99	7,99		102,02	10,40
(FL - T)/2C	55	10	9,99	7,99		95,16	9,70
MEDIA						89,93	9,17
(FL - 2T)/3A	55	10	10	8	-40	241,33	24,60
(FL - 2T)/3B	55	10,01	10	8		239,36	24,40
(FL - 2T)/3C	55	10	9,99	7,99		248,19	25,30
MEDIA						242,96	24,77
(FL - 5T)/4A	55	10	10	8	-40	218,76	22,30
(FL - 5T)/4B	55	9,98	9,99	7,99		227,59	23,20
(FL - 5T)/4C	55	9,99	9,99	8		217,78	22,20
MEDIA						221,38	22,57

TABLA 5							
ENSAYO CHARPY CTOD HAZ							
ESPECIFICACIÓN: BS-131							
FACTORES / DATOS						RESULTADOS	
SITUACIÓN DE LA ENTALLA	DIMENSIONES (mm)				TEMEPERATURA (°C)	ENERGÍA ABSORBIDA	
	LONGITUD	PESO	ESPESOR	H. DESPUÉS DE LA ENTALLA		J	kgm
(WM - R)/5A	55	10	10	8	-40	123,04	15,60
(WM - R)/5B	55	10	9,99	7,99		134,40	13,70
(WM - R)/5C	55	10	10	8		141,26	14,40
MEDIA						142,90	14,57
(FL - R)/6A	55	10,01	10	8	-40	238,38	24,30
(FL - R)/6B	55	10	9,99	7,99		114,78	11,70
(FL - R)/6C	55	10	9,99	8		34,34	3,50
MEDIA						129,17	13,17
(FL - 2R)/7A	55	10,01	10	8	-40	235,44	24,00
(FL - 2R)/7B	55	10,02	10,01	8,01		239,36	24,40
(FL - 2R)/7C	55	10,02	10	8,01		215,82	22,00
MEDIA						230,21	23,47
(FL - 5R)/8A	55	10	10,01	8,01	-40	268,79	27,40
(FL - 5R)/8B	55	10	10	8		260,95	26,60
(FL - 5R)/8C	55	10	10	8		208,95	21,30
MEDIA						246,23	25,10

**TABLA 5**

**ENSAYO CHARPY CTOD HAZ**

**ESPECIFICACIÓN: BS-131**

FACTORES / DATOS						RESULTADOS	
SITUACIÓN DE LA ENTALLA	DIMENSIONES (mm)				TEMEPERATURA (°C)	ENERGÍA ABSORBIDA	
	LONGITUD	PESO	ESPESOR	H. DESPUÉS DE LA ENTALLA		J	kgm
(FL - T)/2A	55	10	9,99	7,99	-30	161,87	16,50
(FL - T)/2B	55	10	9,99	7,99		161,87	16,50
(FL - T)/2C	55	10	10	8		175,60	17,90
MEDIA						166,44	16,97
(FL - 2T)/3A	55	9,99	10	8	-30	243,29	24,80
(FL - 2T)/3B	55	9,99	10	8		251,14	25,60
(FL - 2T)/3C	55	10	10	8		258,00	26,30
MEDIA						250,81	25,57
(FL - 5T)/4A	55	9,98	10	8	-30	258,00	26,30
(FL - 5T)/4B	55	9,98	9,99	7,99		256,04	26,10
(FL - 5T)/4C	55	9,98	10	8		246,23	25,10
MEDIA						253,43	25,83

TABLA 6											
RESULTADOS CTOD HAZ											
SOLDADURA O MATERIAL DE ORIGEN	CÓDIGOS					Z (mm)	CARGA (KN/s)	DETALLES DE FATIGA		MÓDULO DE YOUNG (N/mm <sup>2</sup> )	MÓDULO DE POISSON
	1	2	3	4	5			T (°C)	RATIO DE TENSIÓN		
P2	1	1	1	1	1	3,175	1,675	20	0,100	207.000	0,300

PROBETA	T (°C)	CÓDIGOS				DIMENSIONES DE LA PROBETA (mm)					KF (N/mm <sup>3/2</sup> )	CÓDIGO	CARGA (KN)	Vg (mm)	Vp (mm)	ENERGÍA CEDENCIA (N/mm <sup>2</sup> )	CÓDIGOS				TENACIDAD A LA FRACTURA			
		6	7	8	9	W	B	SPAN	a <sub>o</sub>	a <sub>p</sub>		10					11	12	13	14	Kmax (N/mm <sup>3/2</sup> )	CTOD (mm)	CÓDIGOS	
A	10	0	1	6	4	130,63	64,1	512	67,17	67,98	1.044	4	358,70	3,886	2,765	504	4	0	0	2	5.457	0,850	13	1
B					8	130,3	64,46		65,47	67,52	1.003	6	415,96	8,024	6,835						5.960	2,029	15	
C					4	130,56	64,54		66,46	67,39	1.020	4	382,50	5,225	4,063						5.704	1,213	13	